

# 平成15年度 研究開発成果報告書

## 「超高速光リンク光源の研究開発」

### 目 次

1	研究開発課題の背景	2
2	研究開発分野の現状	3
3	研究開発の全体計画	4
3-1	研究開発課題の概要	4
3-2	研究開発目標	6
3-2-1	最終目標（平成17年3月末）	6
3-2-2	中間目標（平成16年3月末）	6
3-3	研究開発の年度別計画	6
3-4	研究開発体制	7
3-4-1	研究開発管理体制	7
3-4-2	研究開発実施体制	8
4	研究開発の概要（平成15年度まで）	9
4-1	研究開発実施計画	9
4-1-1	研究開発の計画内容	9
4-1-2	研究開発課題実施計画	10
4-2	研究開発の実施内容	11
4-2-1	超高速レーザ構造の研究開発	11
4-2-2	高品質活性層の作製技術の研究開発	11
5	研究開発実施状況（平成15年度）	12
5-1	超高速レーザ構造の研究開発	12
5-1-1	高速化のためのプロセス基本技術の開発	12
5-1-2	GaInAs レーザの超高速動作の検討	21
5-1-3	超高速面発光レーザに関する基礎検討	31
5-2	高品質活性層の作製技術の研究開発	41
5-2-1	1.1 $\mu$ m 帯 GaInAs レーザ構造の結晶最適化	41
5-2-2	GaInNAs 量子井戸層の高品質化	45
5-2-3	GaInNAs の物性評価	54
5-3	総括	75

参考資料、参考文献

添付資料

1. 研究発表、講演、文献一覧

## 1 研究開発課題の背景

世界規模のインターネットの普及により、光通信網のデータトラフィック内容が音声からデータ中心に変化しており、近年の経済停滞にもかかわらずデータトラフィック量は年約3倍で増大している。このような変化に伴い公共光通信網は従来のATMからコア/エッジルータを介したIP(Internet Protocol)によるシステムへ変わりつつある。従来の幹線網における長距離での高速化に加えて図1-1に示すようなメトロ網において局内や局間のルータ間接続に使用する10km以下の短距離での高速で安価な光通信モジュールが求められている。

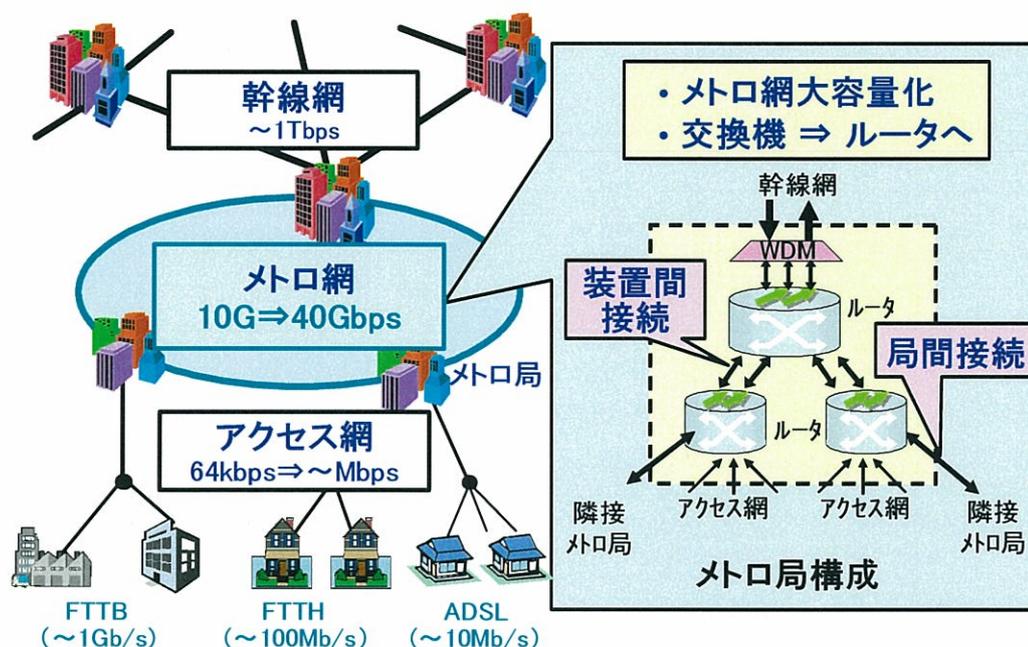


図 1-1 光通信網の模式図

現在、メトロ網用のシステムは10Gbpsのデータ速度を中心に開発が進んでいる。しかし、メトロ網の容量不足から、次世代の40Gbps短距離モジュールの研究開発も活発化している。さらに、コンピュータ間ネットワークを発端としたEthernetは4-5年毎に10倍の通信速度で高速化が実現されてきた。1 Gbps以降は光リンク中心で構築されるようになっており、2002年には10 Gbpsの規格が確定した。次期規格は2006年頃に概要が決まると予想され、速度は40 Gbps以上が期待される。

このように公共光通信のメトロ網およびEthernetでは次世代の通信速度として40Gbpsが待望視されている。伝送距離は10Gbpsと同様にLR(long reach:  $\leq 80\text{km}$ ), IR(intermediate reach  $\leq 40\text{km}$ )と呼ばれる中長距離のみならずSR(short reach:  $\leq 2\text{km}$ ), VSR(very short reach:  $\leq 300\text{m}$ )の短距離用途の需要が予想される。短距離は局内のコア/エッジルータ装置間やインターネット業者の局内サーバー間等の用途が期待されており、キーデバイスである半導体送信光源は低コストで低消費電力が期待されている。

本研究開発では、(株)日立製作所が所有する半導体レーザ材料、素子作製・評価技術を発展させることにより、低コスト、低消費電力、小型化が可能な超高速短距離伝送用光リンク用

半導体レーザを作製することを目標としており、動作速度としては40 Gbps動作を目指している。

## 2 研究開発分野の現状

現状では40Gbpsの送信光源は高速で動作するEA(electro absorption) [1]，或いはMZ (Mach-Zehnder) 型変調器 [2] を用いた研究開発が中心である。表1に40Gbpsの光源技術の比較を示す。変調方法としては主に外部変調によるものと半導体レーザの直接変調によるものに大別される。外部変調器を用いたものは高速動作時の波長変動が小さく長距離伝送に向いている。しかし、これらは熱電冷却(ペルチェ)素子にて冷却するためモジュールの消費電力が大きくなる。さらに素子構造が複雑なためモジュールサイズが大きい。従ってモジュールコストは高くなる。一方、直接変調方式は高速動作時の波長変動が大きいため伝送距離は短い。しかし、ペルチェ素子が不要で素子構造が簡単のため低消費電力化、省モジュール化が容易となり、低コスト化が実現できる。

直接変調方式では10Gbpsを4チャンネル並列化したモジュールの開発も活発化している [3]。この方式では既存の送信光源が使用できるが、モジュール寸法、消費電力は大きくなる。さらに、複数の光素子と光ファイバを光結合結合しなければならないため、コスト低減に限界が生じる。

一方、本研究の方式は40Gbpsの直接変調レーザを実現することにより送信光モジュールの並列数を削減できる。従って、小型化、低消費電力化、及びコスト低減において優位となる。半導体レーザによる40Gb/s直接変調動作は1.3 μm帯InGaAsP系DFBレーザ [4] と1.55 μm帯DBRレーザ [5] を使用した報告がある。しかし、前者ではバイアス電流が140mAと非常に高く、消光比はいずれも3dBと小さく、直接変調による40Gbps動作は未だ研究開発途上段階にあると考えられる。

表 2-1 通信用 40Gbps 光源の比較

	方式	性能	寸法(含IC)	消費電力	温度調整	伝送距離	相対コスト
外部変調	レーザ <sup>*</sup> /40G-MZ変調器 		6 × 17cm <sup>2</sup>	8 W	要	> 80 km	10
	レーザ <sup>*</sup> /40G-EAモノリシック集積 		2 × 3cm <sup>2</sup>	4 W	要	> 2 km	5
直接変調	10Gレーザ <sup>*</sup> × 4ch 		5 × 5cm <sup>2</sup>	5 W	不要	<300 m	2
	レーザ <sup>*</sup> 40G 直接変調 (本提案) 		1 × 2cm <sup>2</sup>	2 W	不要	<300 m	1

### 3 研究開発の全体計画

#### 3-1 研究開発課題の概要

(株) 日立製作所が所有する半導体レーザ材料技術、素子作製・評価技術を発展させて、世界最速の光リンク用半導体レーザを作製する。動作速度は 40 Gbps 動作を目指す。半導体レーザを超高速で動作させるためには緩和振動周波数を増大させる必要がある。

緩和振動周波数  $f_r$  は次式で表すことができる [6]。

$$f_r = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{v_g}{qL_c} \frac{\Gamma_{MQW}}{N_w d_w W_a} \eta_i \frac{dg}{dn} I_m \right)^{1/2} \quad (1)$$

ここで  $v_g$  は群速度で  $q$  は電子の電荷、 $L_c$  は共振器長、 $N_w$  は量子井戸数、 $d_w$  は量子井戸の幅、 $W_a$  は活性層の幅、 $\eta_i$  は内部微分量子効率、 $dg/dn$  は微分利得であり、 $\Gamma_{MQW}$  は量子井戸層の光閉じ込め係数である。また、 $I_m$  は駆動電流である。(1) 式から一定の共振器長と活性層幅を有するレーザ構造である駆動電流において緩和振動周波数を向上するためには微分利得の項を増加させるのが有効である。微分利得は使用する活性層材料によって異なる。表 1 に長波長半導体レーザ用活性層材料における単一量子井戸あたりの利得定数 ( $G_0$ ) をまとめた。

表 3-1 長波長半導体レーザ用活性層材料の単一量子井戸あたりの利得定数等の特性

材料	GaIn(P)As	AlGaInAs	GaInAs	GaInNAs
基板	InP	InP	GaAs	GaAs
発振波長( $\mu\text{m}$ )	1.55	1.3~1.55	1.1	1.3
1 量子井戸層当りの利得定数( $\text{cm}^{-1}$ )	~500	~1000	~1800	~1800
量子井戸数	2~8	3~5	1	1
歪	0	~1.4	~2.2	~2.5

$G_0$  はしきい電流密度の共振器依存性から導かれたもので微分利得に相当する。表から判るように GaInAs と GaInNAs の利得定数が最も高い。この理由は GaIn(N)As 系が電子とホールの有効質量に対してより理想的なバンド構造を有することと歪量に起因すると思われる。よって GaInNAs を活性層とし、さらなる微分利得向上のための施策、すなわち量子井戸幅の適正化、歪の増大、量子井戸数の増大、p 型変調ドーピング構造導入等の量子井戸構造の最適化を行えば緩和振動周波数は格段に向上すると考えられる。

しかし、1.3  $\mu\text{m}$  帯で発振する GaInNAs 活性層は結晶の高品質化と量子井戸層数増大が課題である。そこで N を含まない 1.1  $\mu\text{m}$  で発振する GaInAs 層を活性層とする半導体レーザ構造の最適化による 40Gbps 動作の検討と GaInNAs の高品質化を行う結晶性向上の検討を平行して行い、

最終的に 1.3  $\mu\text{m}$  帯での 40Gbps 動作を実現する計画である。

40Gbps 動作の実現のためには上記に述べた活性層の最適化のほかにレーザ構造の最適化を行う。(1)式からわかるように共振器長の低減によって  $f_r$  は増大する。よって端共振器構造が 40Gbps 実現のための有力な手段となる。現状のへき開による共振器構造作成では約 200  $\mu\text{m}$  以下のレーザ作成は難しい。よって図 3-1 に示すドライエッチ端面を有する短共振器構造を検討する。

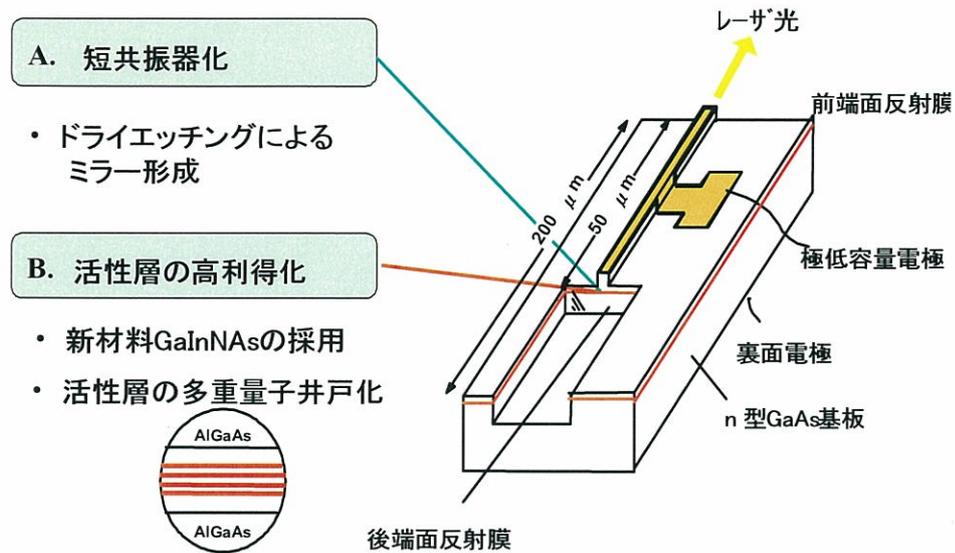


図 3-1 本研究の素子構造案

尚、次世代超高速リンクの規格化に影響を与える面発光レーザの高速化に関する基礎検討を「超高速面発光レーザに関する基礎検討」は東京工業大学 小山研究室に再委託した。さらに、GaInNAs 量子井戸層のさらなる結晶性改善を目的に「GaInNAs の結晶評価」の一部は、愛媛大学 白方研究室に再委託した。

### 3-2 研究開発目標

#### 3-2-1 最終目標（平成 17 年 3 月末）

世界最速の光リンク用 GaInNAs 半導体レーザを実現する。

- (1) 動作速度： 40 Gbps
- (2) 波長： 1.3  $\mu$ m 帯

#### 3-2-2 中間目標（平成 16 年 3 月末）

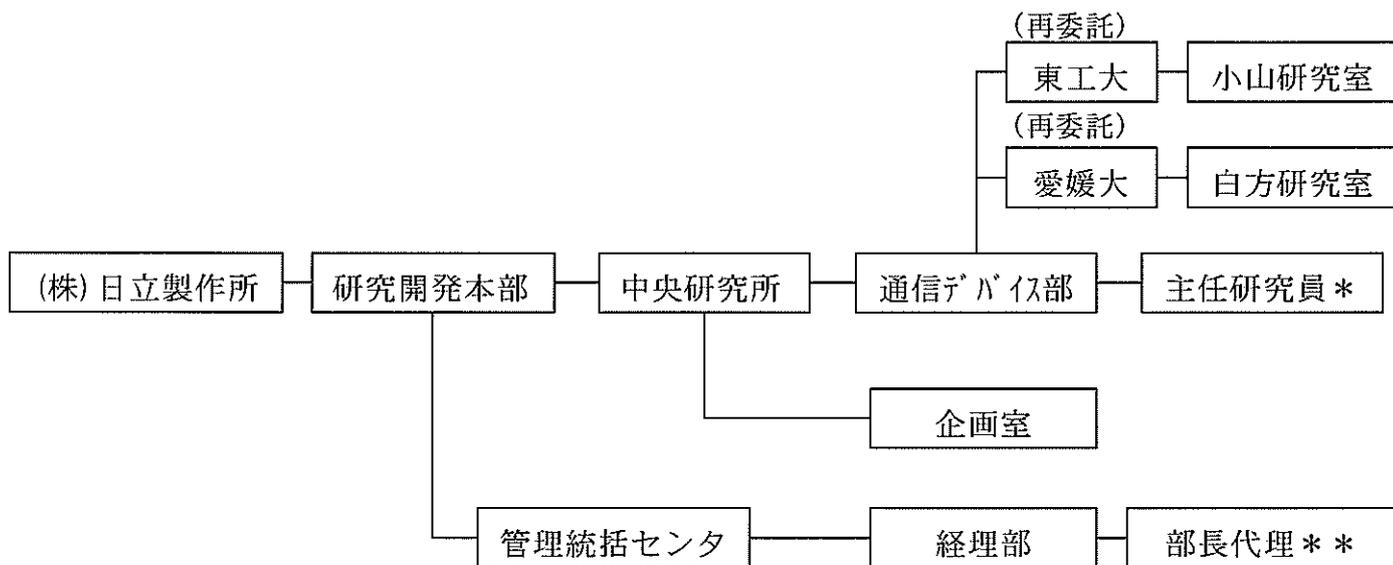
- (1) GaInAs レーザ：40 Gbps の動作速度
- (2) 1.3  $\mu$ m 帯 GaInNAs 多重量子井戸の作製

### 3-3 研究開発の年度別計画

研究開発項目	14 年度	15 年度	16 年度	17 年度
① 超高速レーザ構造の研究開発			→	
② 高品質活性層の作製技術の研究開発			→	
③ 超高速光リンク用半導体レーザの研究開発				→

### 3-4 研究開発体制

#### 3-4-1 研究開発管理体制

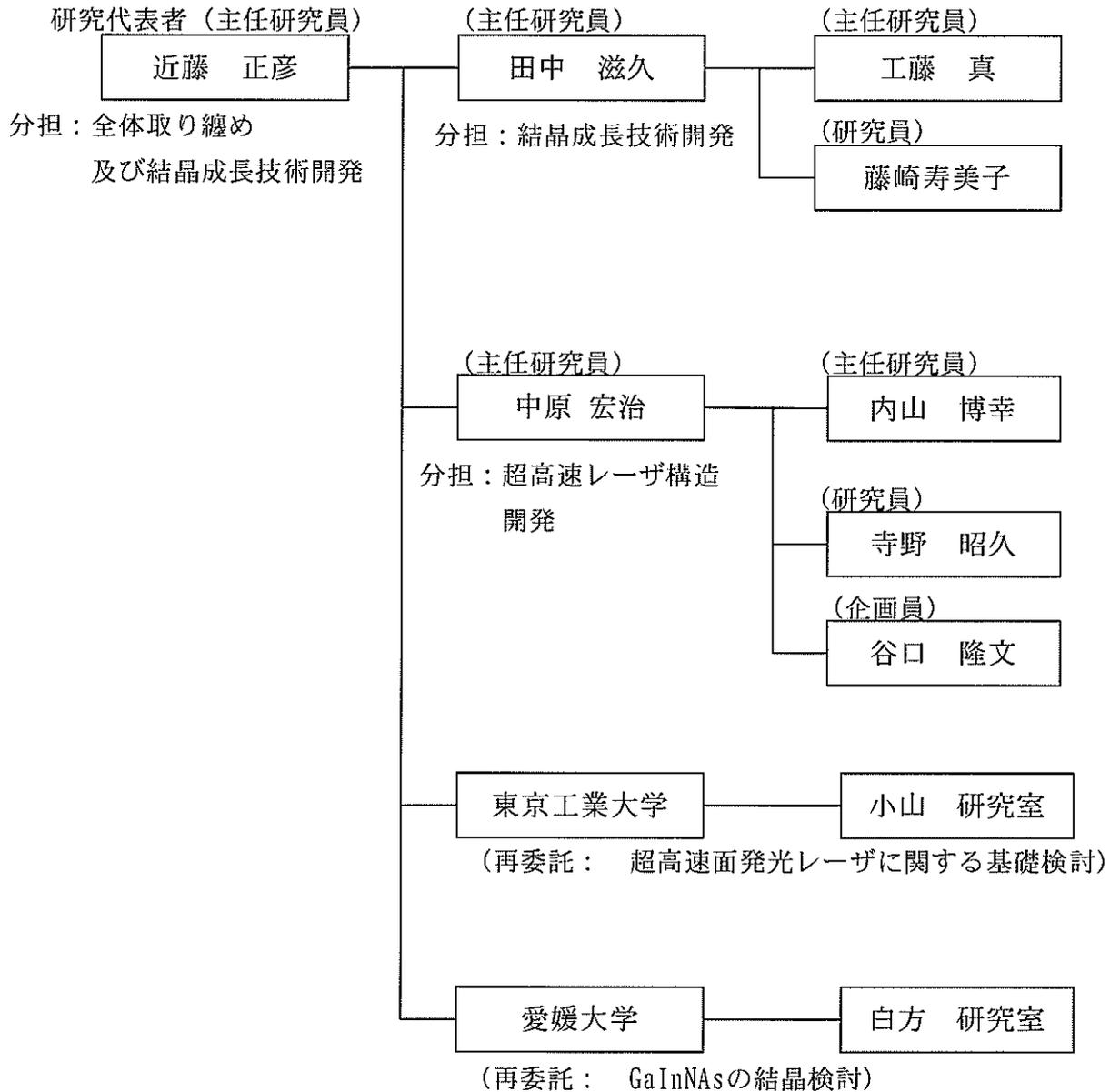


\* : 研究代表者

\*\* : 経理責任者

### 3-4-2 研究開発実施体制

通信デバイス部 部長：武鎗 良治



## 4 研究開発の概要（平成 15 年度まで）

### 4-1 研究開発実施計画

#### 4-1-1 研究開発の計画内容

本研究開発では、(株)日立製作所が所有する半導体レーザ材料技術、素子作製・評価技術を発展させて、超高速低コストの光リンク用半導体レーザを作製する。中間目標の確認までに、要素技術項目の超高速動作に適した半導体レーザの構造の開発と、高品質 GaInNAs 多重量子井戸活性層の作製技術の開発を平行して行う。

平成 15 年度は平成 14 年度の成果に基づき下記の研究開発を行う。

##### 4-1-1-1 超高速レーザ構造の研究開発

N を含まない 1.1  $\mu\text{m}$  帯 GaInAs 材料を活性層とする半導体レーザの超高速化の検討を行う。具体的には、下記の項目の研究開発を行った

- 1) 高速化に必須な活性層の微小体積化等のプロセス技術を開発する。
- 2) 40 Gbps の高速レーザ評価技術を開発する。
- 3) 活性層に GaInAs (波長 1.1  $\mu\text{m}$ ) を用いて端面発光型レーザを試作し、評価する。
- 4) 超高速面発光レーザに関する基礎検討 (東工大へ再委託)

##### 4-1-1-2 高品質活性層の作製技術の研究開発

1.3  $\mu\text{m}$  帯で発光する GaInNAs の高品質化を検討する。具体的には、下記の項目の研究開発を行った

- 1) GaInAs のレーザ構造の研究開発に必要な結晶成長を行う。
- 2) GaInNAs 量子井戸を作製し、物性評価やレーザ試作を通して高品質化へフィードバックする。
- 3) GaInNAs の結晶性改善を目的に高度な物性評価を行う。(愛媛大へ再委託)

4-1-2 研究開発課題実施計画

(平成 15 年度)

研究開発項目	第 1 四半期	第 2 四半期	第 3 四半期	第 4 四半期
A 超高速レーザ構造の研究開発				
A-1 プロセス技術の開発				→
A-2 高速レーザ評価技術の開発				→
A-3 GaInAs 端面発光型レーザの試作・評価				→
A-4 超高速面発光レーザに関する基礎検討				→
B 高品質活性層の作製技術の研究開発				
B-1 レーザ構造の研究開発に必要な結晶成長				→
B-2 GaInNAs 量子井戸の作製と高品質化				→
B-3 GaInNAs の結晶評価				→

## 4-2 研究開発の実施内容

### 4-2-1 超高速レーザ構造の研究開発

N を含まない  $1.1\mu\text{m}$  帯 GaInAs 材料を活性層とする半導体レーザの超高速化の検討を行い、40Gbps 動作を実現した。具体的には、下記の項目の研究開発を行った

- (1) 高速化のためのプロセス基本技術の開発
- (2)  $1.1\mu\text{m}$  帯 GaInAs 活性層の最適化設計と高速化技術を含めた 40Gbps 動作の実現
- (3) 超高速面発光レーザに関する基礎検討（東工大へ再委託）

### 4-2-2 高品質活性層の作製技術の研究開発

N を含む GaInNAs の量子井戸層の高品質化を検討し、フォトルミネッセンス測定において GaInAs 単一量子井戸活性層と同等の発光強度を得ることができた。具体的には下記の研究開発を行った。

- (1)  $1.1\mu\text{m}$  帯 GaInAs レーザ構造の結晶最適化。
- (2) GaInNAs 量子井戸層の高品質化。
- (3) GaInNAs の結晶性改善を目的として高度な物性評価。（愛媛大へ再委託）

## 5 研究開発実施状況（平成 15 年度）

### 5-1 超高速レーザ構造の研究開発

#### 5-1-1 高速化のためのプロセス基本技術の開発

現在、我々は 40 Gb/s 直接変調型 GaInNAs レーザの実現に向けてデバイス技術の開発における大きな課題の 1 つが、半導体レーザの変調速度の目安になる緩和振動周波数 ( $f_r$ ) の向上である。3-1 項で述べたように  $f_r$  は短共振器化により改善することができる。しかしながら、寸法誤差の大きな従来のへき開による共振器の形成では、共振器長  $200\mu\text{m}$  (へき開精度： $\pm 5\mu\text{m}$ ) 以下のレーザ実用が困難であった。また、ストライプ端部に窓構造を設けて端部の活性層を除去する端面ミラー形成は半導体レーザの光吸収を小さくし、発熱を防止する為に必須である。この端面ミラー形成におけるエッチング技術は、半導体レーザの端面反射率低下によるしきい値電流の上昇抑制の為に、高い平滑性、垂直性が要求される。

以上のことから、寸法精度の高いドライエッチング法を用いたリッジレーザ短共振器化・端面ミラー形成プロセス技術が、この半導体レーザ作製に必須な技術であることが分かる。したがって、本研究では、GaInNAs 半導体レーザ短共振器の実現に向けた p-GaAs キャップ層・p-AlGaAs/n-AlGaAs クラッド層ドライエッチングによる端面ミラー形成技術とリッジ形成技術について初期検討を行ったので報告する。

#### (1) 実験装置

今回の実験には、ECR (Electron Cyclotron Resonance) ドライエッチング装置 (日電アネルバ製 ECR6001) を用いた。エッチングガスは 6N 以上の昭和電工製の塩素 ( $\text{Cl}_2$ ) ボンベガスを使用した。これらのエッチングガスはマスフローコントローラを介してエッチング反応室に供給される。

エッチング用のマスクには常圧 CVD (Chemical Vapor Deposition) 法により堆積した PSG (Phospho Silicate Glass) /  $\text{SiO}_2$  膜を使用し、レジストパターン形成は日立製 i 線ステッパ LD505i を用いて行った。また、UV オゾン処理はケミトロニクス製 M-650H 装置を用いた。エッチング加工後の断面形状は日立製走査形電子顕微鏡 S-4500 にて観察を行った。更に、p-GaAs ストッパー層でエッチング制御性良く停止させることを目的として、浜松ホトニクス製 (C7469) プラズマプロセスモニタを終点検出装置として使用した。

#### (2) 実験方法

今回の実験に用いた試料は、表 1 に示した結晶構造上に PSG/ $\text{SiO}_2$  膜を 700 nm 堆積し、ストライプ幅約  $2\sim 3\mu\text{m}$  のマスクパターン形成を行った試料を用いた。本研究に用いた試料の結晶構造は、活性層が GaInNAs ではなく、GaInAs を用いた。その理由は GaInNAs 系活性層結晶構造が研究開発中であり、現状供給できる状態にはない為である。

表 5-1-1. ドライエッチングに用いた GaInAs 系半導体レーザ結晶構造

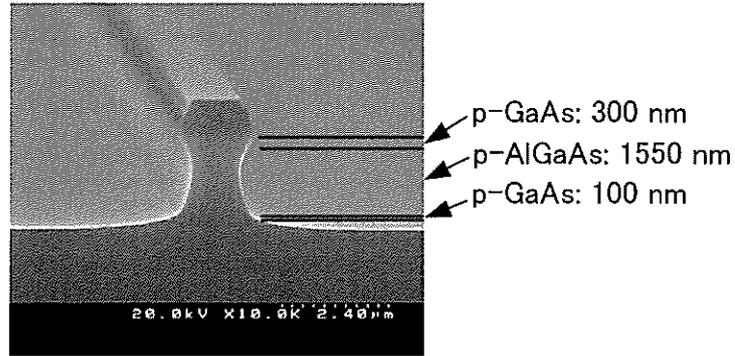
p-GaAs キヤップ層	300nm
p-Al <sub>0.15</sub> Ga <sub>0.85</sub> As クラッド層	50nm
p-Al <sub>0.30</sub> Ga <sub>0.70</sub> As クラッド層	1000nm
p-Al <sub>0.50</sub> Ga <sub>0.50</sub> As クラッド層	50nm
p-Al <sub>0.70</sub> Ga <sub>0.30</sub> As クラッド層	450nm
p-GaAs ストップ層 (SCH)	100nm
un-Ga <sub>0.70</sub> In <sub>0.30</sub> As 活性層	7nm
n-GaAs (SCH) 層	50nm
n-Al <sub>0.15</sub> Ga <sub>0.85</sub> As クラッド層	50nm
n-Al <sub>0.30</sub> Ga <sub>0.70</sub> As クラッド層	1500nm
n-AlGaAs グレーデッド層	80nm
S. I. GaAs sub.	

### (3) 結果と考察

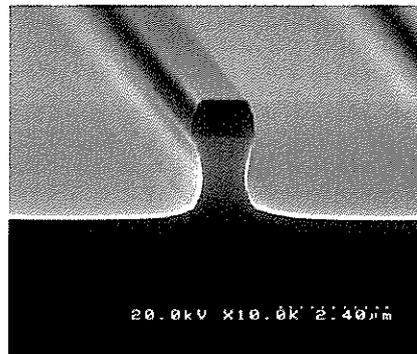
#### (3-1) リッジ形成技術

図 5-1-1-1 はエッチング圧力を 1.00 mTorr (流量: 20 sccm) から 0.11 mTorr (圧力: 5.0 sccm) まで変化させた場合のエッチング断面形状について SEM 観察を行った結果である。この結果, エッチング圧力の低下に伴い, エッチング断面形状が異方的に加工されている。これは, エッチング圧力を 0.11 mTorr (流量: 5.0 sccm) まで低下させることにより, プラズマ中のイオン性が向上し, 異方性を損なうラジカル量も低減する為, 異方性が向上したものと考えられる。しかし, この条件では, エッチング側壁の GaAs と AlGaAs 界面部分に段差が観察された。そして, この段差が生じたのは, GaAs と AlGaAs のエッチング速度が異なることや AlGaAs 表面にエッチング速度を低下させる不動態が形成されることなどが考えられるが, この段差は半導体レーザの反射率を低下させる要因となる。したがって, この段差を改善させる為には更にイオン性を強くする必要があり, エッチング圧力 0.11 mTorr に固定し, RF パワーを (60 W~120 W) まで増加させてみた。その結果, 図 5-1-1-2 に示す様に GaAs と AlGaAs 界面部分の段差が減少できることを確認した。更に, RF パワー 120 W に固定し, エッチング圧力を 0.08 mTorr まで低下させた結果, 図 5-1-1-3 の様に, エッチング圧力 0.09・0.10 mTorr (流量: 3.5・4.0 sccm: RF パワー: 120 W) において, GaAs と AlGaAs 界面部分に段差の無いエッチング表面・側壁の平滑性と垂直性が良好なエッチング条件を得ることができた。しかし, エッチング圧力 0.08 mTorr (流量: 3.0 sccm, RF パワー: 120 W) の場合は, 反応性イオンの側壁部分への集中により, 側壁のエッジ部分に窪みが生じることが分かった。

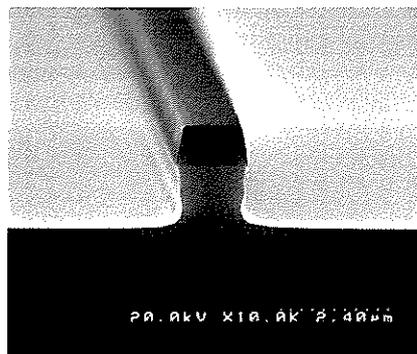
以上の結果から, エッチング表面・側壁の平滑性, 垂直性を必要とするリッジ形成技術に適用可能なエッチング条件は, Cl<sub>2</sub> 流量=3.5 sccm, エッチング圧力=0.09 mTorr, RF パワー=120 W,  $\mu$ 波パワー=400 W である。



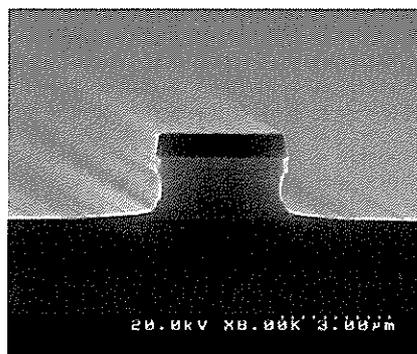
1.0 mTorr ( $\text{Cl}_2 = 20.0 \text{ sccm}$ )



0.20 mTorr ( $\text{Cl}_2 = 10.0 \text{ sccm}$ )



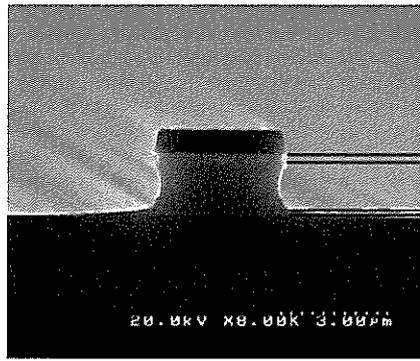
0.16 mTorr ( $\text{Cl}_2 = 7.5 \text{ sccm}$ )



0.11 mTorr ( $\text{Cl}_2 = 5.0 \text{ sccm}$ )

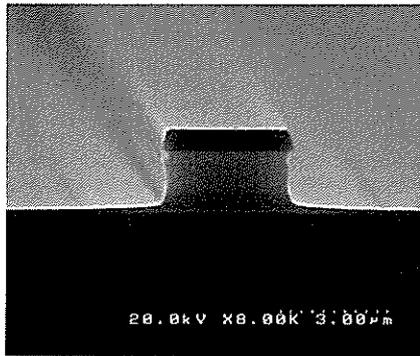
$\mu$ 波パワー: 400 W  
RFパワー: 60 W

図 5-1-1-1 エッチング圧力 (流量) を変化させた場合のエッチング断面形状①

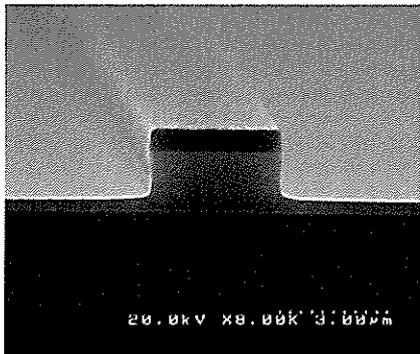


p-GaAs: 300 nm  
 p-AlGaAs: 1550 nm  
 p-GaAs: 100 nm

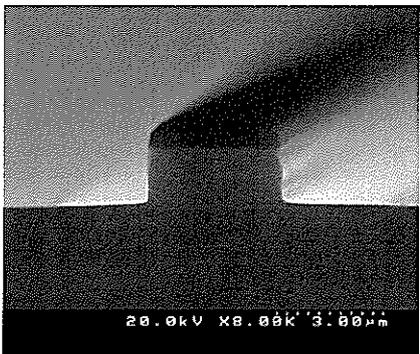
RFパワー = 60 W



RFパワー = 80 W



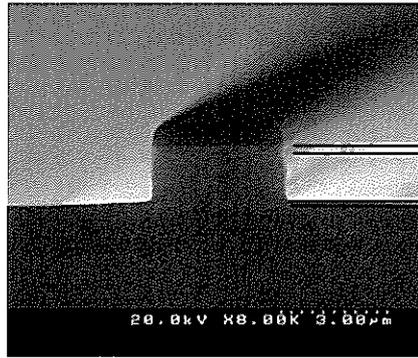
RFパワー = 100 W



RFパワー = 120 W

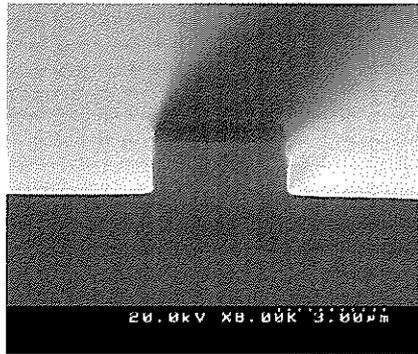
$\mu$ 波パワー: 400 W  
 イッチング流量: 5.0 sccm  
 イッチング圧力: 0.11 mTorr

図 5-1-1-2 RF パワーを変化させた場合のエッチング断面形状

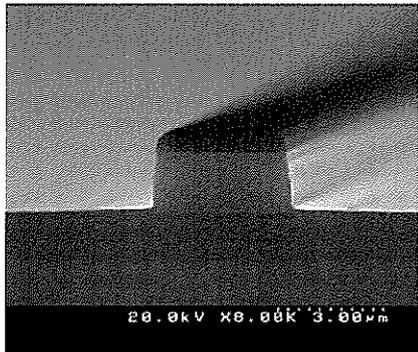


p-GaAs: 300 nm  
 p-AlGaAs: 1550 nm  
 p-GaAs: 100 nm

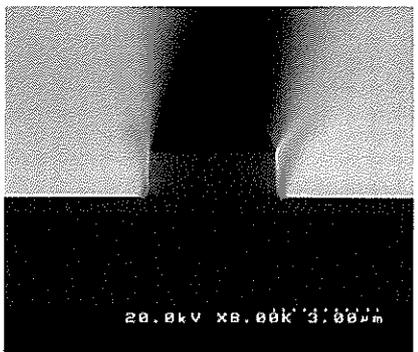
0.11 mTorr ( $\text{Cl}_2 = 5.0 \text{ sccm}$ )



0.10 mTorr ( $\text{Cl}_2 = 4.0 \text{ sccm}$ )



0.09 mTorr ( $\text{Cl}_2 = 3.5 \text{ sccm}$ )



$\mu$ 波パワー: 400 W  
 RFパワー: 120 W

0.08 mTorr ( $\text{Cl}_2 = 3.0 \text{ sccm}$ )

図 5-1-1-3 エッチング圧力 (流量) を変化した場合のエッチング断面形状②

### (3-2) 終点検出を利用した深さ方向制御性

リッジ形成におけるドライエッチング技術では、p-AlGaAs クラッド層を除去し、p-GaAs ストッパー層の膜厚 100 nm 以内でエッチング停止させることが必要である。したがって、この様にエッチング制御性良く p-GaAs 層で停止させる為の方法としては、プラズマ発光分光を用いた終点検出法により、Ga と Al の発光強度をモニタしながら、p-GaAs 層でエッチング停止させる方法が有効である。図 5-1-1-4 はエッチング時間に対する Ga (339 nm) と Al (310 nm) の発光強度の関係を示した結果である。Al 発光強度は、結晶中の Al 混晶比が 0.15→0.3→0.5→0.7 と大きくなるに従い増加し、Ga 発光強度は減少する。更に、エッチングが p-GaAs 層に達すると、逆に、Ga 発光強度は増加し、Al 発光強度は減少することが分かる。また、In (452 nm) の発光についても、微小であるが、活性層付近で増加が認められる。この様に、発光強度をモニタし、終点検出することによって、確実に p-GaAs 層ストッパー層でエッチングを停止させることが出来る。実際に、この終点検出法を用い、図 4 に示した終点ポイント①～③のエッチング時間において、エッチングを停止した場合のエッチング断面形状を SEM 観察した結果が図 5-1-1-5 である。この結果、終点ポイント②において、膜厚 100 nm の p-GaAs ストッパー層でエッチングが停止できていることが確認できる。

以上の結果から、この試料における終点ポイントは、Al 発光強度が急激に減少する 225 秒付近から Al 発光強度が下がりきった 235 秒付近の間(約 10 秒間)と考えられる。また、この終点検出における深さ方向制御性については、同様の試料を用いた再現性の実験において、Ga, Al, In 発光強度を確認し、深さ方向制御性が約±35nm の範囲でエッチング停止できることを確認した。

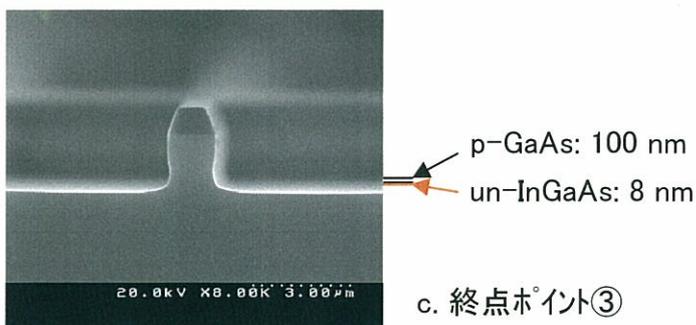
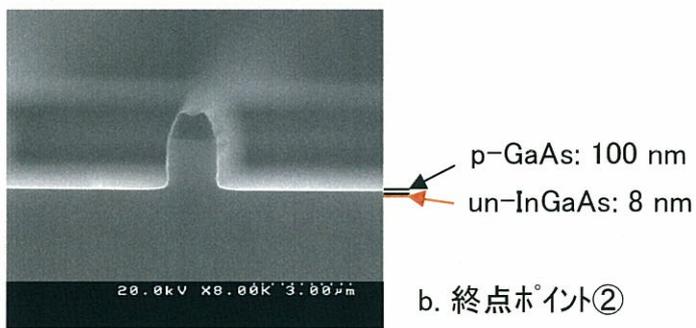
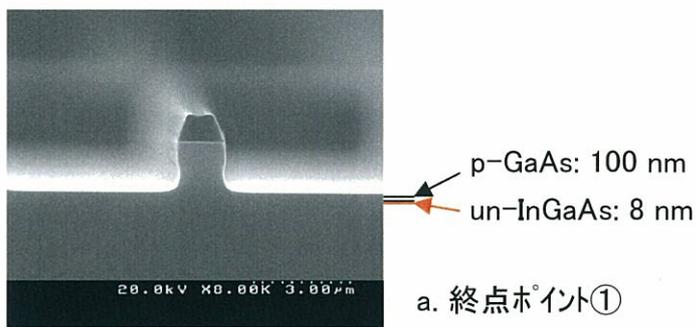
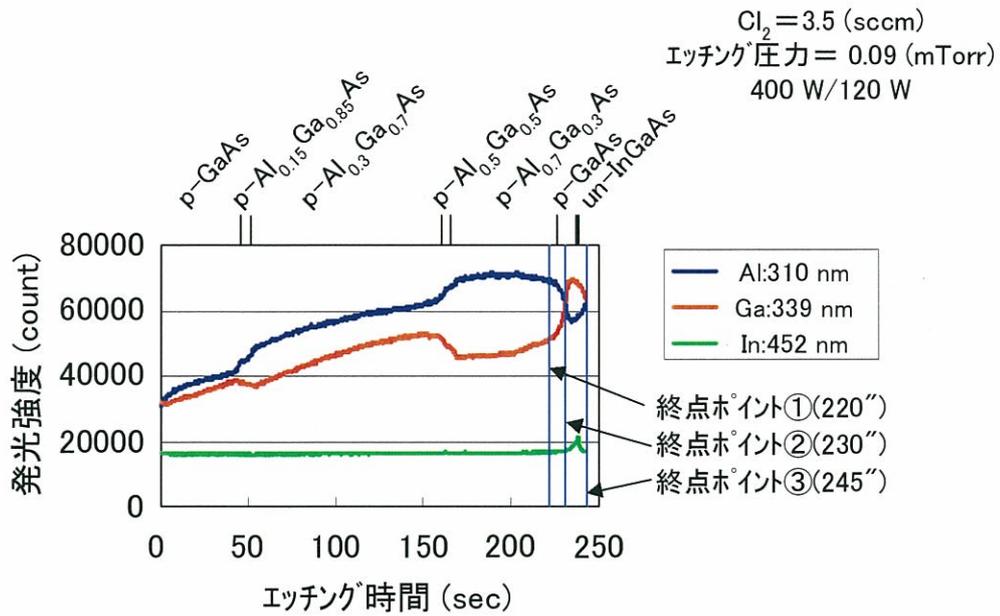


図 5-1-1-5 終点ポイント①～③におけるエッチング断面形状

### (3-3) 端面ミラー形成技術

次に、端面ミラー技術に必要なドライエッチング条件について検討を行った。この技術についてもリッジ形成技術と同様にエッチング表面・側壁の平滑性及び垂直性が必要である。n-AlGaAs クラッド層下の GaAs 基板までエッチング除去が必要で、リッジ形成のエッチング深さ約  $1.8\mu\text{m}$  の 2 倍以上の深さになる。リッジ形成で用いたエッチング条件において、エッチング時間のみを  $255\rightarrow 435$  [sec] としたエッチング断面形状を図 5-1-1-6 に示す。その結果、端面ミラーにおいても良好なエッチング平滑性及び垂直性が得られることを確認した (図 5-1-1-7)。

以上の結果から、リッジ形成と端面ミラー形成ともにエッチング側壁の平滑性が良好なエッチング形状であることを確認できた。

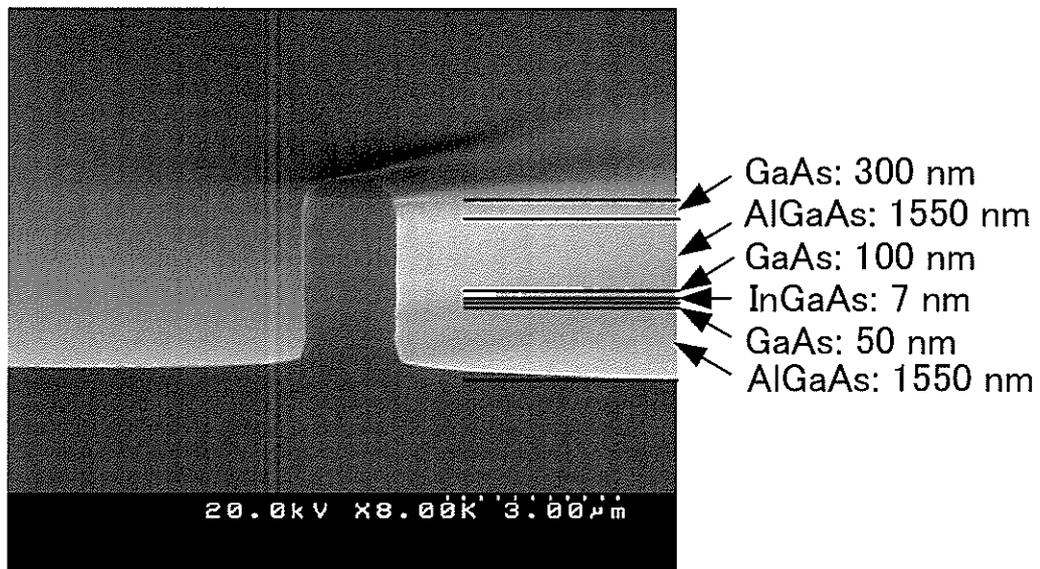
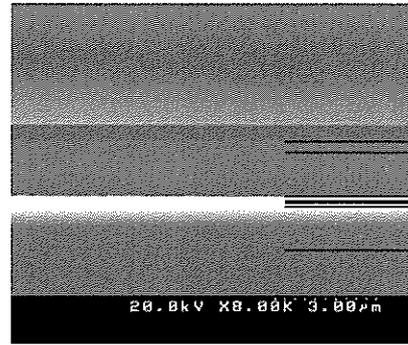
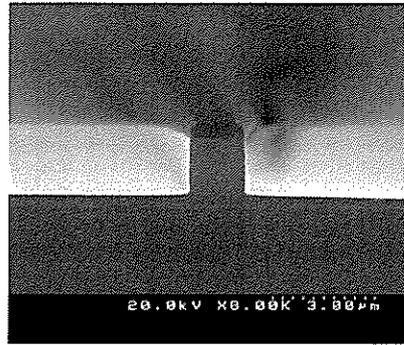


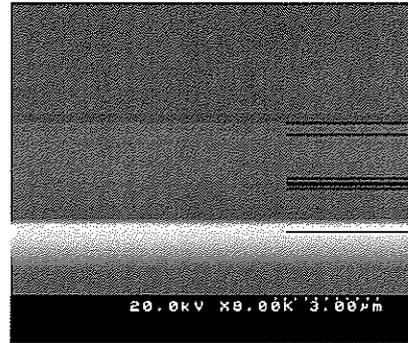
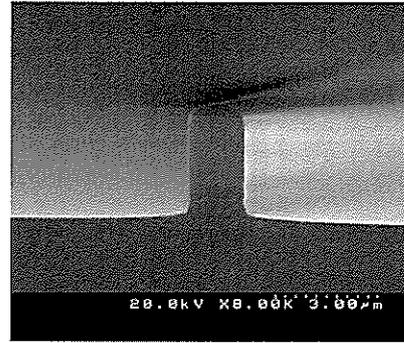
図 5-1-1-6 端面ミラー形成断面形状

リッジ形成



GaAs: 300 nm  
AlGaAs: 1550 nm  
GaAs: 100 nm  
InGaAs: 7 nm  
GaAs: 50 nm  
AlGaAs: 1550 nm

端面ミラー形成



GaAs: 300 nm  
AlGaAs: 1550 nm  
GaAs: 100 nm  
InGaAs: 7 nm  
GaAs: 50 nm  
AlGaAs: 1550 nm

エッチング断面形状

エッチング側壁形状

図 5-1-1-7 リッジ及び端面ミラー形成におけるエッチング断面・側壁形状

## 5-1-2 GaInAs レーザの超高速動作の検討

### (1) 最適化方法と素子構造

本研究で検討した GaInAs-LD (laser diode) のバンド構造を図 5-1-2-1 に示す。活性層は、厚さ 10 nm のバリア層と GaInAs 量子井戸層からなる量子井戸層が上下の GaAs-SCH (separate confinement heterostructure) により挟まれた構造である。クラッド層は厚さ  $1.5\mu\text{m}$  の AlGaAs 層を用いた。後述する設計では緩和振動周波数 ( $f_r$ ) 増大の観点から、量子井戸層の In 組成比、幅、層数及び p 型変調ドーピング構造 [8] について検討した。計算には量子井戸シミュレータと 2 次元導波路シミュレータを使用した。

図 2 に今回試作した素子構造の模式図を示す。結晶成長は MBE を用いた。導波路構造はリッジ型を採用し、 $f_r$  の増大のために短い  $200\mu\text{m}$  の共振器長の素子を作製した。尚、メサ幅は約  $2.0\mu\text{m}$  とした。しきい利得低減を目的として両端面には 60/85% の高反射率コーティングを施した。さらに寄生容量低減のためにポリイミド埋込みを行った。

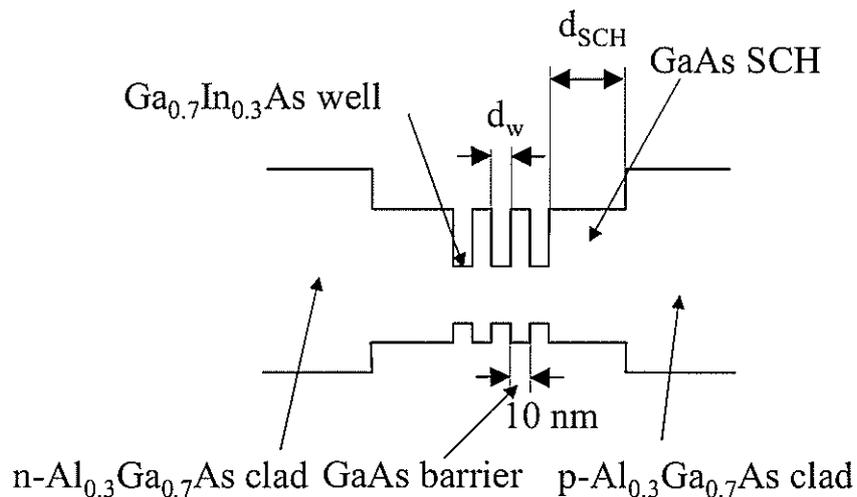


図 5-1-2-1 GaInAs-QW-LD のバンド構造

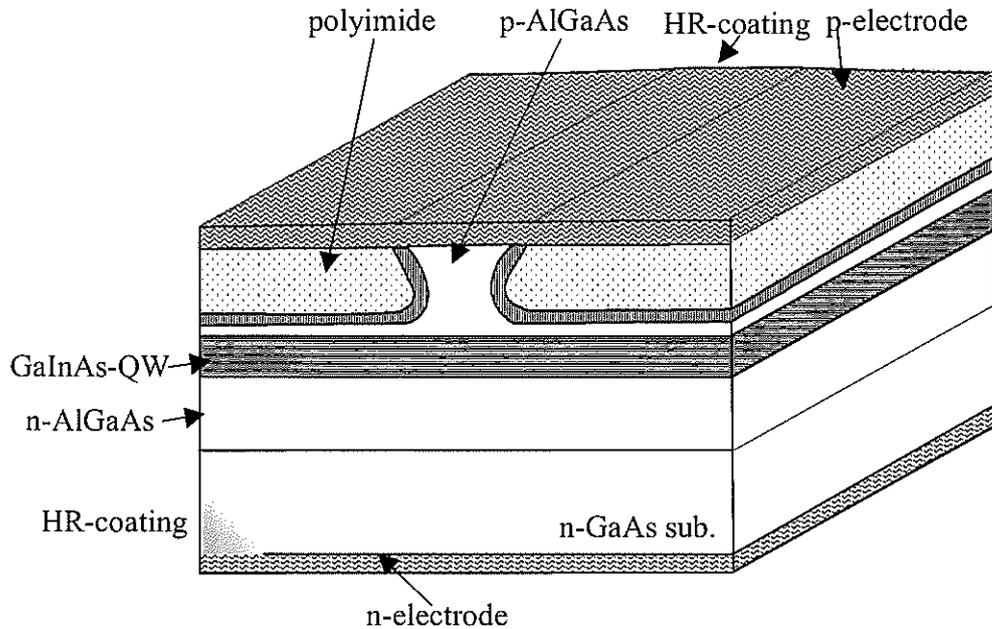


図 5-1-2-2 GaInAs-QW レーザの模式図

(2) 計算による最適化

緩和振動周波数  $f_r$  は 3-1 項の (1) 式で表すことができる。(1) 式から一定の  $L_c$  と  $W_a$  を有するレーザ構造で、ある  $I_m$  において  $f_r$  を向上するためには  $dg/dn$  と  $\Gamma_{MQW}/(N_w d_w)$  の項を増加させるのが有効である。後者の項は埋込型レーザでは  $N_w$  の増加により増えることが知られている [6]。しかし今回のリッジ型レーザの計算範囲 ( $N_w=1-4$ ) では  $\Gamma_{MQW}/(N_w d_w)$  の項の増大は数%に過ぎなかった。既報告との違いは導波路構造に起因していると考えられるが、詳細は今後の検討としたい。本報告では主に  $dg/dn$  の増大を目的として量子井戸構造の最適化を行った。

始めに GaInAs 量子井戸構造において井戸幅  $d_w$  と In 組成をパラメータとして微分利得の計算を行った。微分利得は光学利得が  $700\text{cm}^{-1}$  で評価した。図 5-1-2-3 に In 組成をパラメータとした井戸幅と微分利得の関係を示す。図中の  $\epsilon$  は GaInAs 井戸層の歪量である。図からある In 組成では最大となる微分利得が存在することが判った。圧縮歪の量子井戸において  $d_w$  の縮小に伴い価電子帯サブバンド間エネルギー差が増大し微分利得の増加する。しかしさらに  $d_w$  が縮小すると伝導帯基底準位が障壁層バンド端に近づくために伝導帯側の等価的なサブバンド間エネルギーの減少と光学行列要素の減少を引き起こし微分利得は減少する。このため微分利得はある  $d_w$  で最大値を取る [7]。また、図から In 組成を増大するほど微分利得は大きくなる傾向にある。これは、歪による価電子帯の重い正孔の状態密度の減少によるものと考えられる。しかし、結晶成長の基礎検討では In の組成は 0.3 より大きくすると多重量子井戸化が困難であったため In 組成は 0.3 とした。この In 組成では井戸幅は 5nm において最も微分利得が増大するため以後の計算では In 組成 0.3,  $d_w$  5nm

の条件でのさらなる最適化を行った。

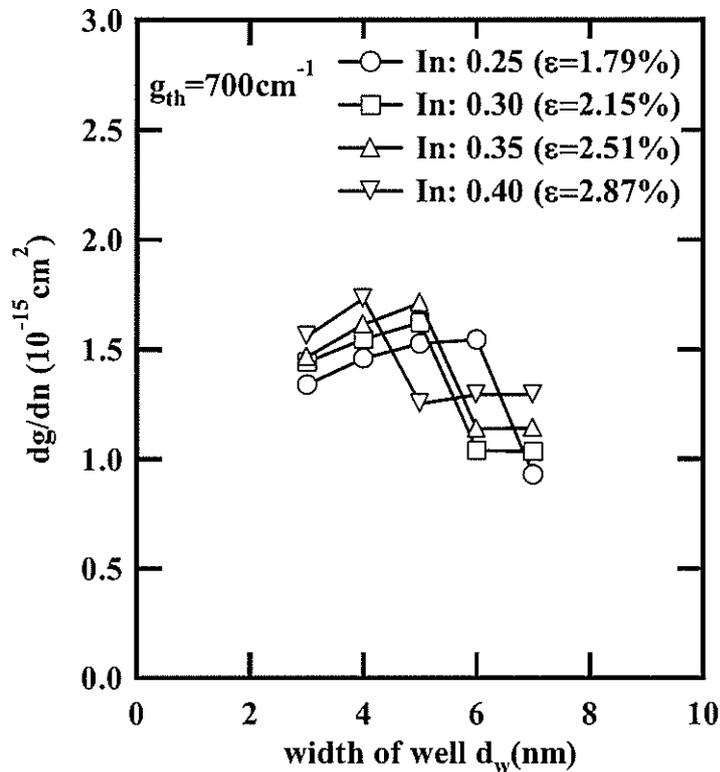


図 5-1-2-3 微分利得の量子井戸幅依存性

次に単一量子井戸層における p 型変調ドーピング構造導入の効果を検討した。変調ドーピング構造は障壁層のみドーピングを施すもので p 型不純物を導入した場合には擬フェルミレベルの変化により微分利得が向上する [8]。図 5-1-2-4 は微分利得の障壁層ドーピング濃度依存性である。図からドーピング濃度の増大によりアンドープに比べて約 1.3 倍まで微分利得が増大することがわかった。一方、p 型変調ドーピング構造ではキャリア寿命時間が減少し価電子帯間光吸収の増大するため、しきい電流が増大することが予想される。そこで試作では異なる変調ドーピング濃度の素子を作製した。

さらに微分利得向上に有効な多重量子井戸層化の計算を行った。図 5-1-2-5 は微分利得の量子井戸層数依存性である。計算では実際のレーザー構造である共振器長  $200 \mu\text{m}$ 、端面反射率 60%/85% の条件を使用した。図から量子井戸層数を増大すると微分利得が増加することがわかった。これは主に井戸層数増大によるしきい利得低減の効果による [6]。3 及び 4 層において単一量子井戸層の約 1.3 倍まで微分利得が向上する。実験では結晶の臨界膜厚の制限から 3 層の素子を試作した。

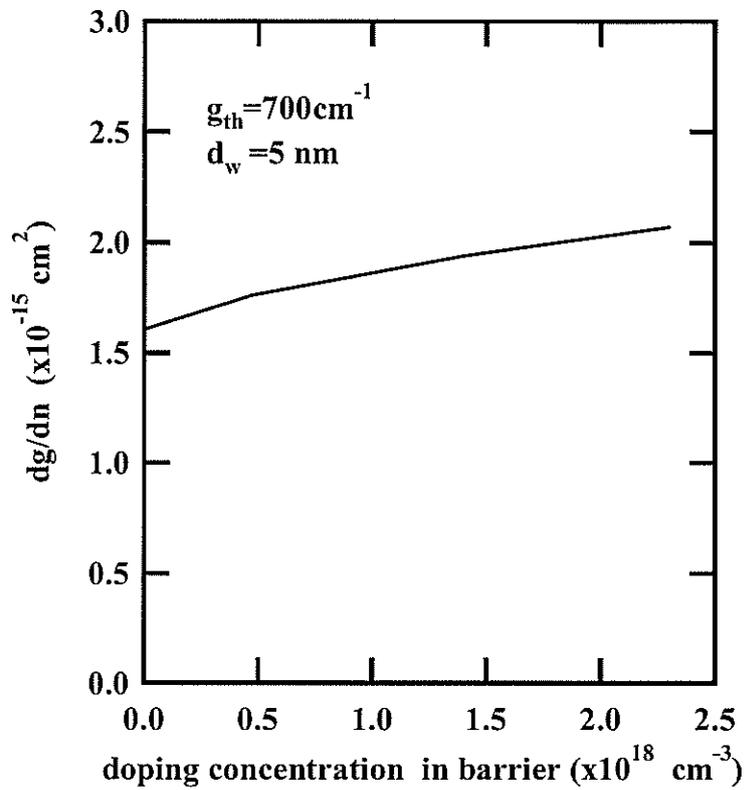


図 5-1-2-4 p型変調ドーピング構造における微分利得の障壁層ドーピング濃度依存性

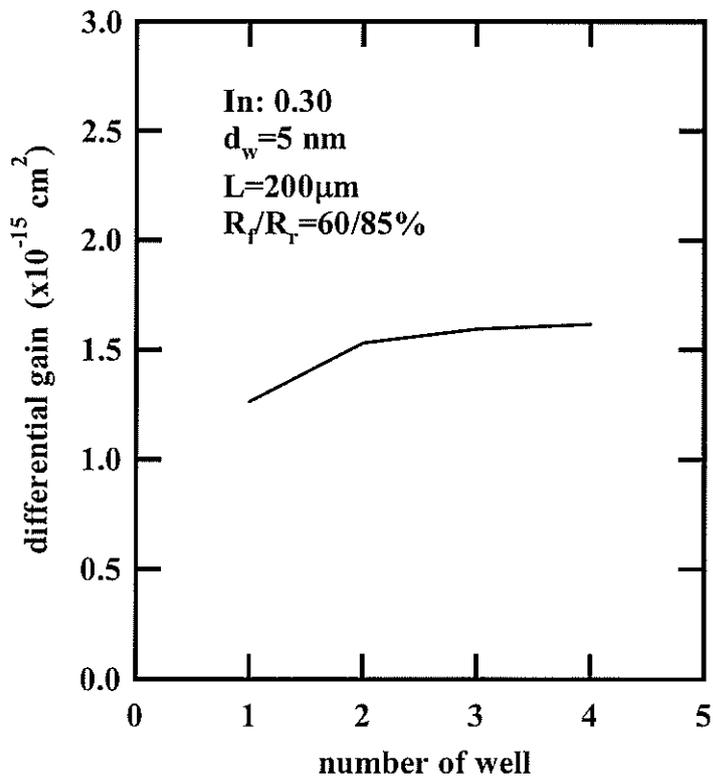


図 5-1-2-5 微分利得の量子井戸層数依存性

以上の検討から、量子井戸層幅の最適化、p型変調ドーブ構造導入、井戸層の多層化により微分利得が向上できることがわかった。本検討に基づき試作では表 5-1-2-1 の仕様の素子を作製した。

表 5-1-2-1 試作した素子の仕様

試作記号	$L_w$ (nm)	$N_w$	SCH層幅 (nm)	バリア層変調ドーブ濃度 ( $10^{18} \text{cm}^{-3}$ )
TQW-U	5	3	120	0
TQW-M1	5	3	120	0.47
TQW-M2	5	3	120	1.4
TQW-M3	5	3	120	2.3
SQW	7	1	150	0

(1) 実験結果

まず作製した素子のしきい電流密度及び微分量子効率の評価を行うため、端面コーティングを施さない幅  $60 \mu\text{m}$  のブロードエリアレーザのパルス測定を行った。図 5-1-2-6 に測定により得られたしきい電流密度のレーザ共振器依存性を、図 5-1-2-7 には外部微分量子効率のレーザ共振器長依存性をそれぞれ示す。

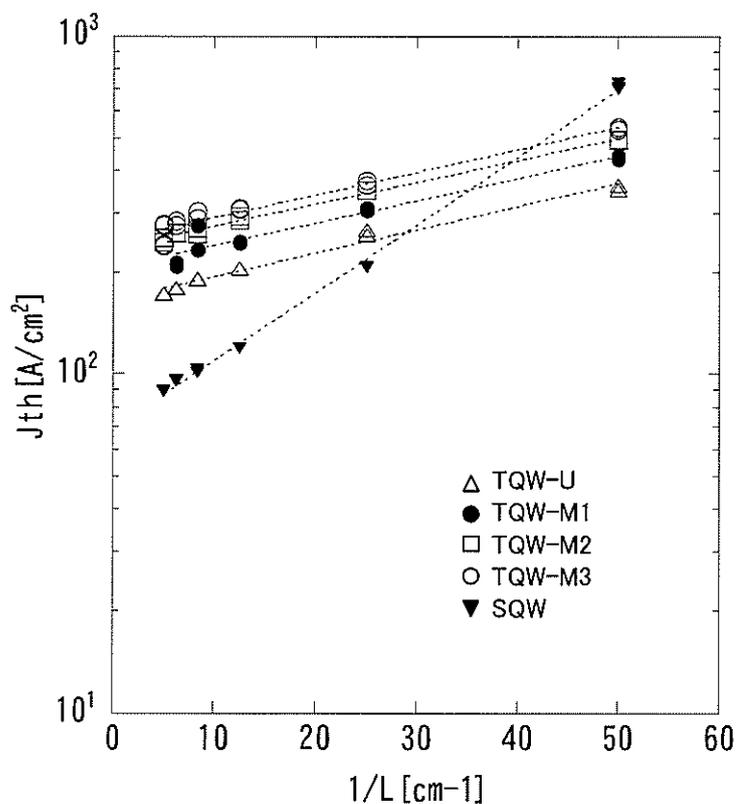


図 5-1-2-6 しきい電流密度のレーザ共振器長依存性

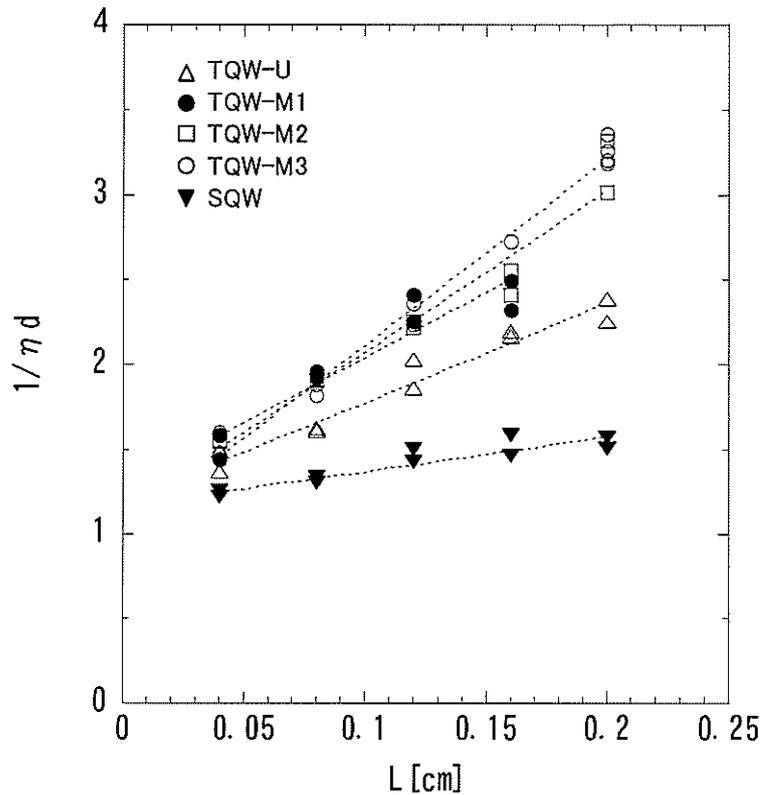


図 5-1-2-7 外部微分量子効率のレーザ共振器長依存性

図から単一量子井戸層 (SQW) では  $100\text{A}/\text{cm}^2$  より小さい良好な低しきい電流特性が得られた。これは 5-2-1 項に後述する GaInAs 量子井戸活性層の最適化によるものと考えられる。3 重量子井戸層においてしきい電流密度が増大しているのは量子井戸層数増大による活性層体積増大によるもので 1 井戸層当りのしきい電流密度は小さい。p 型変調ドーブ構造導入によりしきい電流密度は増大している。これはキャリア寿命時間の低減に起因すると考えられる。

図 5-1-2-6 の傾きから利得係数  $G_0$  を、図 5-1-2-7 の傾きと y 切片から内部光損失  $\alpha_i$  と内部微分量子効率  $\eta_i$  をそれぞれ求めることができる。表 5-1-2-2 に  $G_0$ ,  $\alpha_i$ ,  $\eta_i$  をまとめた。

表 5-1-2-2 測定により求めた利得係数、内部光損失、内部微分量子効率

試作記号	$G_0 (\text{cm}^{-1})$	$\alpha_i (\text{cm}^{-1})$	$\eta_i (\text{cm}^{-1})$
TQW-U	2310	6.0	0.837
TQW-M1	2400	7.3	0.782
TQW-M2	2450	10.2	0.887
TQW-M3	2370	13.0	0.987
SQW	1940	2.1	0.854

表から利得係数は量子井戸層数の増大により増加している。この増大は理論検討で述べたようにしきいキャリア密度の低減によるものと考えられる。p型変調ドープ濃度増大による $G_0$ の増大は価電子帯のフェルミレベル変化による変調ドープ効果が表れたものである。 $\alpha_i$ はSQWでもっとも小さく、量子井戸層数が多いほど、また、p型変調ドープ濃度が高いほど大きかった。この原因は活性層体積増大による光損失増大とp型キャリア増大による価電子帯間光吸収の増大によるものと考えられる。内部微分量子効率ほどの素子も同等の値を示しており量子井戸層での良好な発光再結合が起こっているものと考えられる。

表 5-1-2-3 に共振器長  $200\mu\text{m}$  で高反射コーティングを施した素子の DC 特性の結果を示す。表のようにすべての素子において良好なレーザ特性を得ることができた。変調ドープ構造の素子 (TQW-M1~TQW-M3) はアンドープの素子 (TQW-U) に比べてしきい電流が増大している。これはブロードエリアレーザと同様に主にキャリア寿命時間の低減によるものと考えられる。また、光出力-電流特性の典型例を図 5-1-2-8 に示す。

表 5-1-2-3 試作した素子の DC 特性結果

試作記号	I <sub>th1</sub> (mA)	R <sub>s</sub> (Ω)	Se (W/A)	Vertical FFP (°)	Horizontal FFP (°)	λ <sub>c</sub> (nm)
TQW-U	8.3	5.0	0.393	55.1	22.8	1077
TQW-M1	10.4	3.9	0.385	56.2	24.8	1079
TQW-M2	9.4	4.5	0.385	55.6	26.8	1089
TQW-M3	11.2	4.6	0.466	59.4	24.6	1081
SQW	6.8	5.1	0.252	40.0	28.7	1122

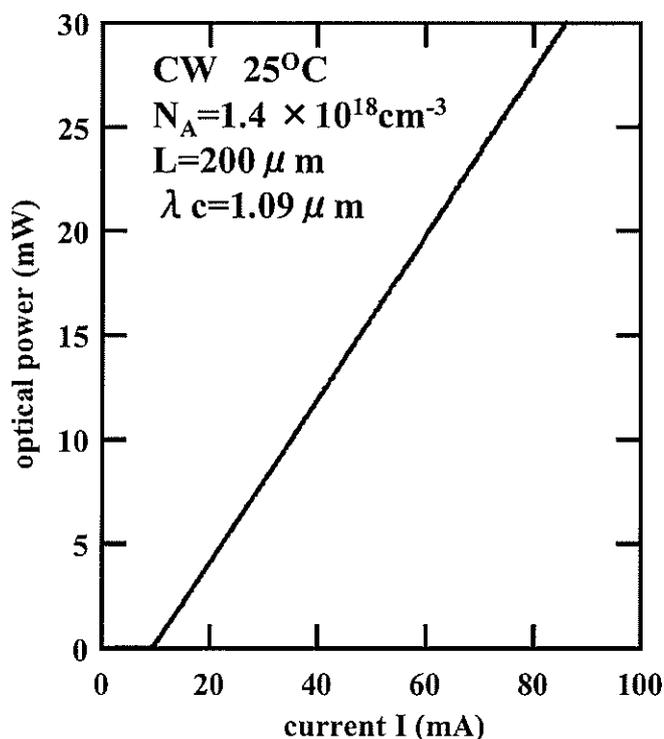


図 5-1-2-8 試作した光出力-電流特性の典型例

次に高速化に重要な緩和振動周波数  $f_r$  の測定を行った。図 5-1-2-9 に典型的な  $f_r$  の駆動電流依存性を示す。図からわかるように前節で述べた微分利得向上施策により従来素子 (SQW) に比べて  $f_r$  の傾きは 2 倍以上となり、 $200\mu\text{m}$  素子では  $25\text{GHz}$ 、 $100\mu\text{m}$  素子では  $28\text{GHz}$  の  $f_r$  が得られた。

図 5-1-2-10 は測定で得られた駆動電流の平方根に対する  $f_r$  の傾きの変調ドープ濃度依存性である。図中の実線は前節での計算に基づき、SQW の測定値で規格化した  $f_r$  の傾きである。図から測定値と計算値はほぼ一致することがわかった。

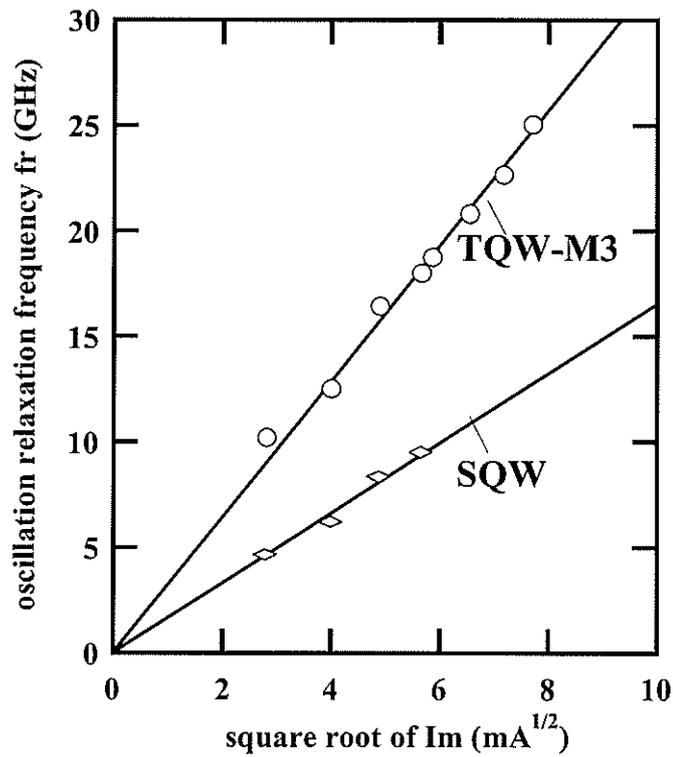


図 5-1-2-9  $f_r$  の駆動電流依存性の典型例 (測定値)

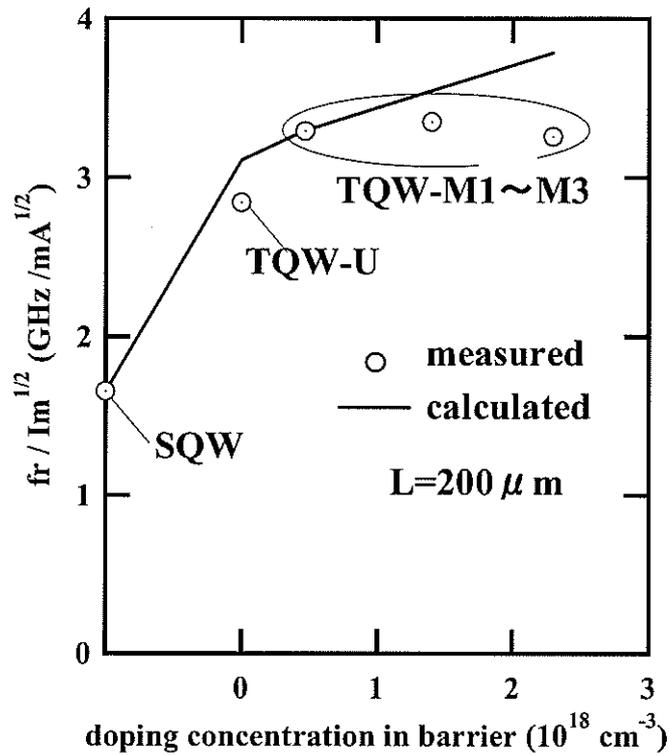


図 5-1-2-10  $f_r$  の傾きに対する障壁層ドーピング  
濃度依存性

さらに高い  $f_r$  が得られた素子について 40Gb/s 動作試験を行った。SONET の OC-768 に相当するは 39.813Gb/s のビットレート及び  $2^7-1$  長の擬似ランダムパターンにて測定を行った。尚、測定治具の関係から室温にて測定を行った。図 5-1-2-11 に素子の 40Gb/s 光波形特性を示す。図から 200  $\mu\text{m}$  では高い  $f_r$  特性を反映してアイ開口を得ることができた。このときのバイアス電流、駆動電流はそれぞれ 60mA, 56.4mA で消光比は約 5dB と良好であった。以上の検討から、量子井戸構造の改良により GaInAs レーザにおいて 40Gb/s 動作を実現することができた。

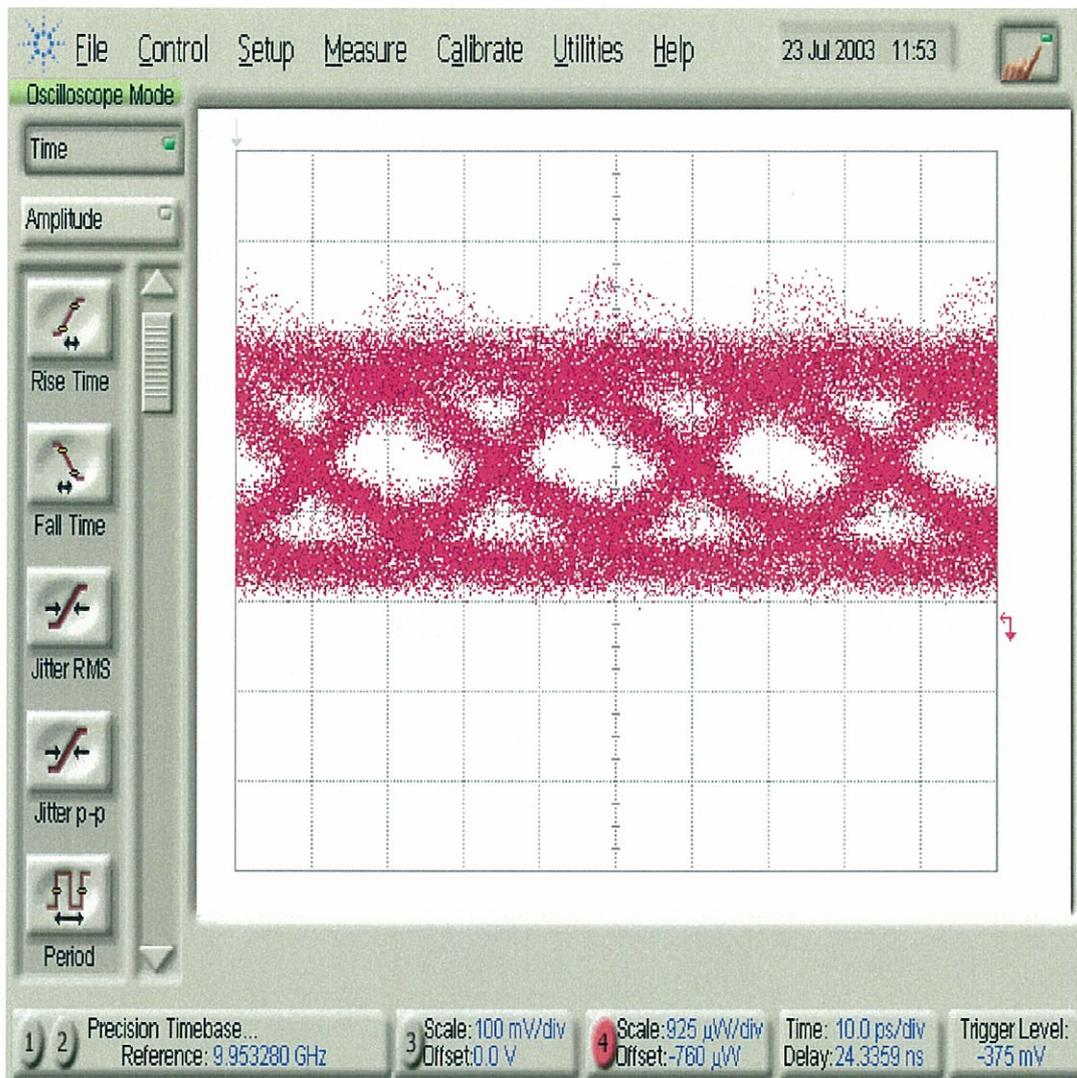


図 5-1-2-11 GaInAs-LD の 40Gb/s 駆動時光波形 (横軸 : 10ps/div)

TQW-M2, Lc=200  $\mu$ m, Im=56.4mA, Ibias=60mA, ER=5dB

### 5-1-3 超高速面発光レーザに関する基礎検討

#### (1) 研究目的

超高速データ伝送用 40Gb/s の直接変調半導体レーザの実現を目的として、超高速面発光レーザを中心とした新しいデバイス構造や変調方式を研究することを目的とした。本研究により、高速データリンクの超高速光伝送を可能とする新しいデバイス工学・システムへの展開が期待できる。

#### (2) 研究成果の概要

##### (2-1) 1.2 $\mu\text{m}$ 帯高歪 GaInAs/GaAs 量子井戸面発光レーザ

近年 WDM の出現により、数千 km の距離間でテラビットの伝送が可能となり、幹線系で用いられるようになった。今後は消費者に近い、光 LAN、都市間光通信、光インターコネクタへの展開が考えられる。これらの光通信では数 km 程度の中間距離で 1Gbps 以上の高速伝送が必要とされている、また、広い温度範囲での動作、戻り光に対する耐性も必要とされ、Heatsink-free, Isolator-free による低コスト化が要求されている。そこで、現在他の材料を用いた活性層の研究が盛んに行われている。その一つとして GaAs 基板上、結晶歪 2%以上の高い歪を持つ発光波長 1.2 $\mu\text{m}$  帯 GaInAs/GaAs 量子井戸が上げられる。この材料は伝導帯のバンド不連続が大きいため高温での動作が可能であると考えられる。また GaAs 基板上では既に確立された面発光レーザの製作技術が適用でき、低しきい値電流、高効率、単一モード発振が期待される。また、波長 1.2 $\mu\text{m}$  帯は従来のシングルモードファイバにも使用でき、10km の距離で 10Gbps の伝送が可能である。今回、この量子井戸を用いた面発光レーザの成長、製作、測定を行ったので報告する。また、面発光レーザを用いて伝送実験を行ったので報告する。

製作した面発光レーザの構造を図 5-1-3-1 に示す。活性層の下部はペア数 35 ペアの n 型 AlGaAs/GaAs 半導体多層膜反射鏡 (DBR) で、活性層は厚さ 8 nm、In 組成 32% の GaInAs<sub>3</sub> 重量量子井戸で、厚さ 30 nm の GaAs をバリア層とし、両側に GaAs 層を積んで  $\square\square$  Cavity としている。活性層上部はペア数 22 ペアの p 型 AlGaAs/GaAs DBR を用いている。p-DBR 内には Al 組成 98% の薄い AlGaAs 層を導入し、この層だけを酸化することによって電流狭窄と光閉じ込めを行う。p-DBR の成長温度は、前は 695 $^{\circ}\text{C}$  であったが、今回は量子井戸の劣化を防ぐために 640 $^{\circ}\text{C}$  で行った。量子井戸付近の成長温度は 550 $^{\circ}\text{C}$ 、n-DBR の成長温度は 695 $^{\circ}\text{C}$  である。メサ径は ICP エッチングにより 30 $\mu\text{m}$  と 50 $\mu\text{m}$  なり。水蒸気雰囲気中で基板を熱した結果、電流の流れる範囲、酸化アパチャーは 4x4 $\mu\text{m}$  である。図 5-1-3-2 にメサ径 50  $\mu\text{m}$  の面発光レーザの I-L, I-V 特性を示す。発振波長は 1.12~1.13 $\mu\text{m}$  である。面発光レーザの最大出力は 2 mW 以上で、SMSR も 7mA で 35dBm 以上得られている。メサ径が 30 $\mu\text{m}$  の面発光レーザのしきい値電流は 0.5 mA、最大光出力は 1.6mW、7mA まで SMSR は 35dB 以上であり、シングルモードが得られている。図 5-1-3-3, 4 にメサ径が 50  $\mu\text{m}$  の面発光レーザの I-L, しきい値電流とスロープ効率の温度依存性を示す。最大発振温度は 140 $^{\circ}\text{C}$  で

あった。メサ径が  $30\mu\text{m}$  の面発光レーザの最高発振温度は  $130^\circ\text{C}$  である。メサ径が大きい面発光レーザの方が発振特性がよくなっている理由の一つとして、メサ径が大きい方が放熱性に優れているため、内部の温度上昇が小さいためと考えられる。

このデバイスの動特性の評価を行った。図 5-1-3-6 に温度  $25^\circ\text{C}$  と  $85^\circ\text{C}$  での変調特性の測定結果を示す。バイアス電流  $I_B$  は  $4\text{mA}$  である。図 5-1-3-7 にそれぞれの温度での、バイアス電流を変化させたときの  $-3\text{dB}$  となる周波数の値を示す。室温では最大  $8.4\text{GHz}$  であるのに対し、 $85^\circ\text{C}$  では  $4.7\text{GHz}$  であった。続いて面発光レーザの伝送特性の測定を行った。面発光レーザから出た光を、先球ファイバを用いて集光し、シングルモードファイバ内を  $5.10\text{km}$  伝送し、 $\text{InGaAs}$  PD で受光した。

伝送速度  $10\text{Gb/s}$ 、伝送距離  $10\text{km}$  で温度を RT と  $75^\circ\text{C}$  で実験を行った。図 5-1-3-8 に  $75^\circ\text{C}$ 、での  $10\text{Gb/s}$ 、 $10\text{km}$  伝送のアイパターン、図 5-1-3-9 に BER を示す。 $I_B=3.4\text{mA}$  @RT  $3.6\text{mA}$  @ $75^\circ\text{C}$ 、 $V_{pp}=0.5\text{V}$  @RT,  $0.54\text{V}$  @ $75^\circ\text{C}$  である。ワード長は  $2^{31}-1$  である。温度  $75^\circ\text{C}$  までエラーフリーが得られている。 $85^\circ\text{C}$  では、光出力は十分ではあると考えられるが、周波数応答がついて行っていないものと考えられる。高歪  $\text{GaInAs}$  量子井戸面発光レーザは温度制御を必要としない、高速中距離光伝送用デバイスとして有望あることを実証した。今後はさらに高温の状態でも動作可能な面発光レーザの実現を目指す。

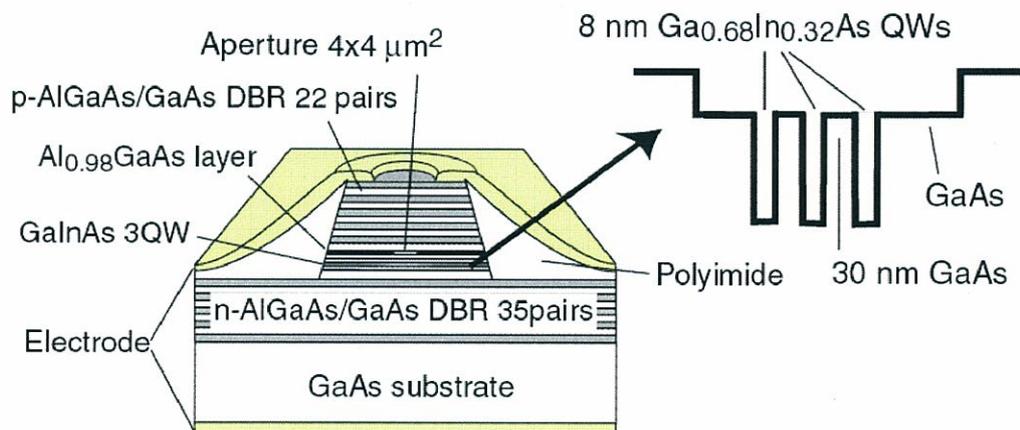


図 5-1-3-1 Schematic structure of GaInAs/GaAs VCSEL.

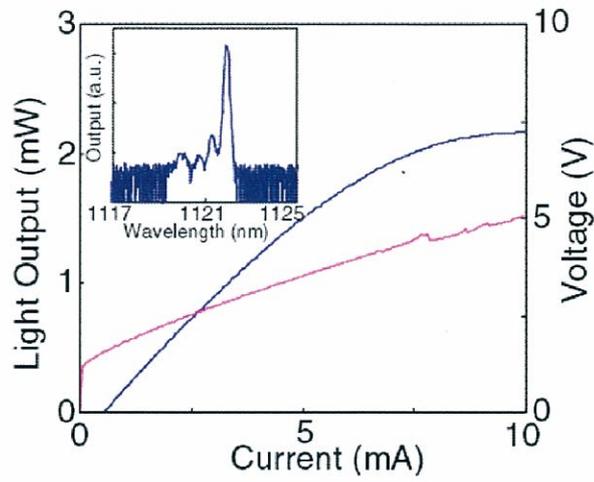


図 5-1-3-2 I-L, I-V characteristics.

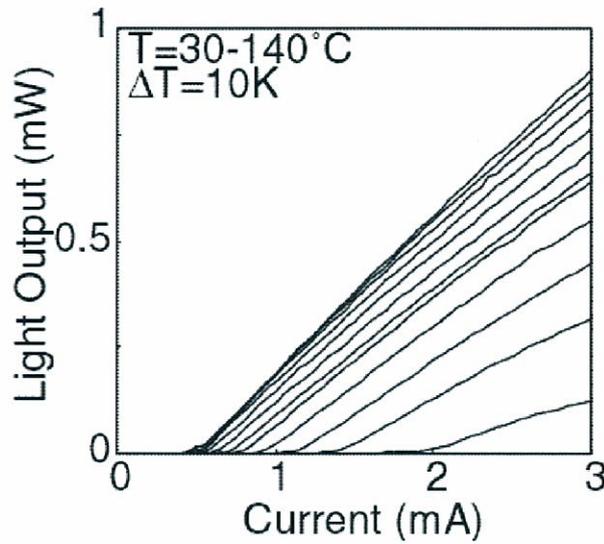


図 5-1-3-3 I-L characteristics with different temperature.

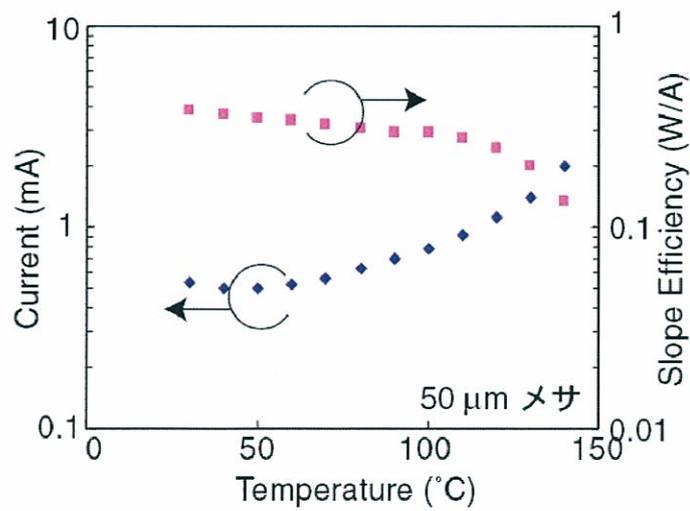


図 5-1-3-4 Threshold current and slope efficiency of 50 μm mesa VCSEL with different temperature.

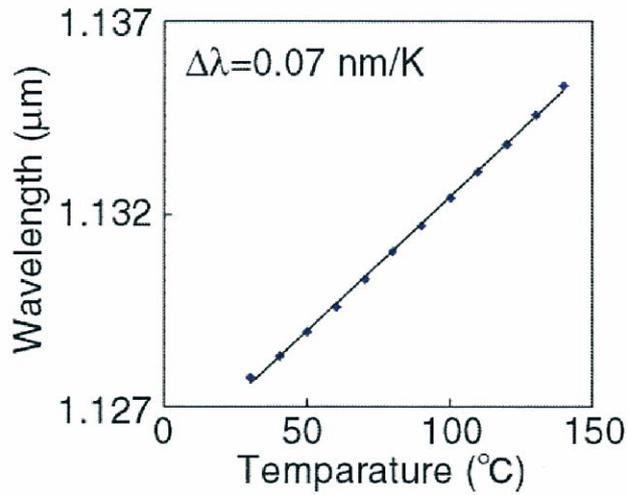


图 5-1-3-5 Emitting wavelength with different temperature

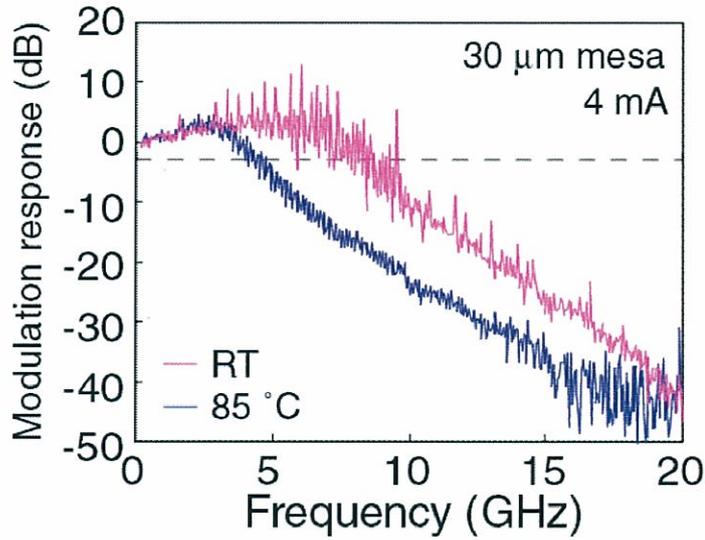


图 5-1-3-6 The modulation frequency response of the GaInAs/GaAs VCSEL with 30  $\mu\text{m}$  mesa with different bias currents.

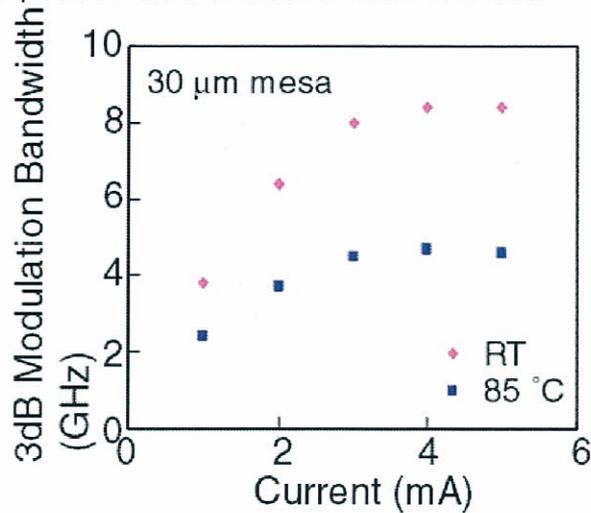


图 5-1-3-7 The modulation response and the 3dB modulation bandwidth of VCSEL at RT and 85  $^{\circ}\text{C}$ .

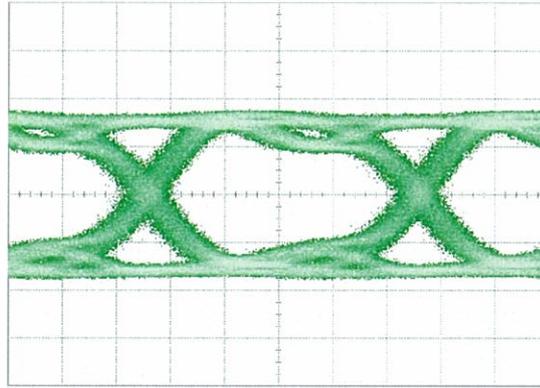


图 5-1-3-8 Eye pattern of 10 Gb/s data transmission with link length of 10 km at 75°C

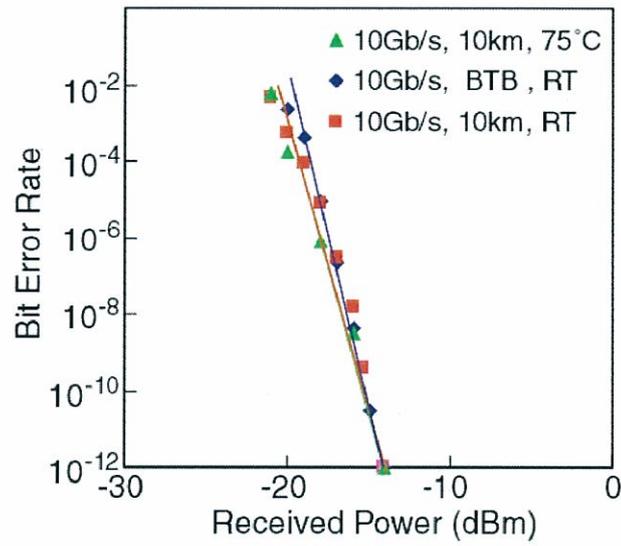


图 5-1-3-9 BER characteristics for 10 Gb/s data transmission BTB and over 10 km of SMF.

## (2-2) 多波長アレイ集積化

凹凸パターン基板上多波長面発光レーザアレイ（図 5-1-3-10）の波長制御のためには、パターンの設計が重要である。このために、境界層内での気相拡散のシミュレーションが有効である。凹凸パターン基板上成長の成長レートの変化量の見積もりを行うために、境界層内の気相拡散モデルを用いてパターン基板上の多波長集積アレイの設計を行った。GaAs パターン基板上の単膜の膜厚分布測定と顕微 PL マッピングから拡散係数などのパラメータを推定することにより、任意の凹凸基板上の多波長面発光レーザの波長シフト量を理論的に予測できるようになった。約 200nm の広い波長スパンにわたり波長シフト量を理論的に見積もることができた。

多波長アレイの波長制御に関しては、その波長間隔の等間隔化が課題である。等間隔化を可能とするパターンの形状を理論的に求め、パターンの幅をうまく変化させることで、一定の傾きで波長を変化させることが可能となることを示した。150nm の広い波長域にわたりほぼ線形な傾斜で波長を変化させることができる。この傾斜は、パターンの形状で制御可能であり、高密度多波長集積化などへも適用できる。

実際に、このような考え方にに基づき、小規模の 1 次元多波長面発光レーザアレイの波長等間隔化を試みた。構造は、活性領域には高歪 GaInAs 量子井戸を用い、その他の構造は確立された面発光レーザ技術を適用した。図 5-1-3-11 は、6 波長の多波長面発光レーザアレイの発振スペクトルと発振波長の測定結果を示している。15%程度の誤差があるが、波長間隔約 20nm の多波長アレイを初めて実現した。これは、CWDM などへの適用が可能と思われる。凹凸基板の加工精度の改善により、波長精度の向上が可能と考えられる。

波長集積の高密度化には、空間的な高密度面発光レーザアレイの構成が必要とされる。ここでは、高密度集積アレイの試作結果について述べる。今回、新たなトレンチ構造の提案により、ピッチ 20 $\mu\text{m}$  までの高密度集積面発光レーザアレイの試作に成功した。通常の孤立のメサでは困難な高密度化が可能となった。図 5-1-3-12 に試作した面発光レーザアレイの顕微鏡写真、図 5-1-3-13 にアレイの発振特性を示す。通常の孤立したメサ径の小さな素子より優れた特性が得られた。これは、漏れ電流の抑制と放熱特性の改善による考えられる。本技術と前節で述べた大きな空間的波長傾斜技術を使うことで、空間、および波長空間で同時に高密度に集積した面発光レーザアレイ光源の構成が可能となる。

面発光レーザの波長制御技術の高精度化が可能になると、注入同期などを用いた光信号処理素子への展開が期待できる。我々は、面発光レーザへの外部光を注入して、横モードの高速スイッチングを用いることで、大きな非線形入出力特性や、双安定性を得る光信号処理素子を提案した。実際に、1.5 $\mu\text{m}$  帯面発光レーザへの離調した注入同期を用いることで、図 5-1-3-14 に示す大きな非線形入出力特性と双安定性を実証した。動作スピードも直接変調の帯域以上の応答が期待できる。本手法は、光信号再生や光インバータ、能動偏光制御などの光制御技術への展開が期待できる。

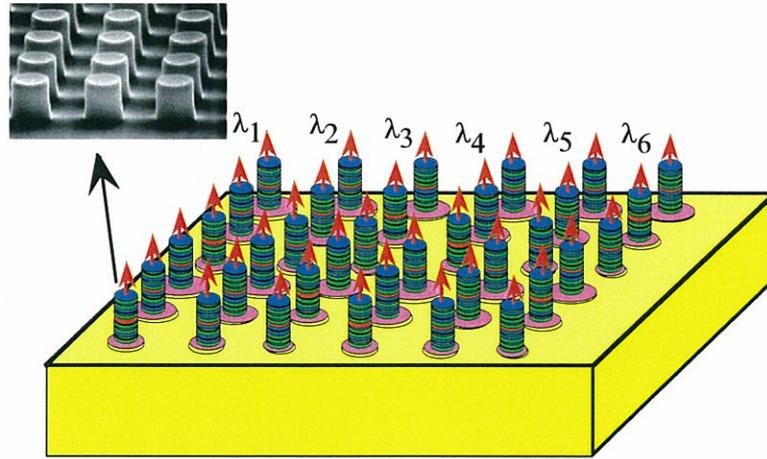


图 5-1-3-10 Multi-wavelength VCSEL array.

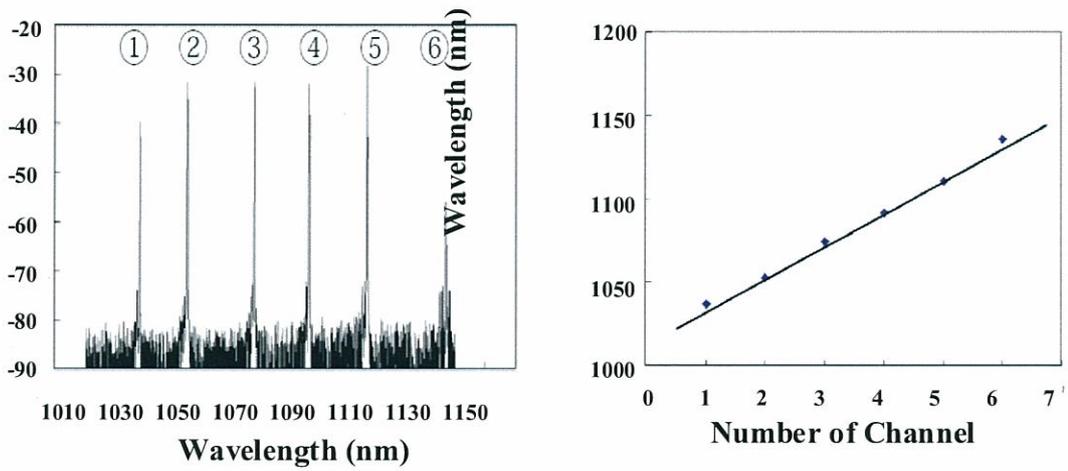


图 5-1-3-11 Lasing characteristics of multi-wavelength VCSEL array.

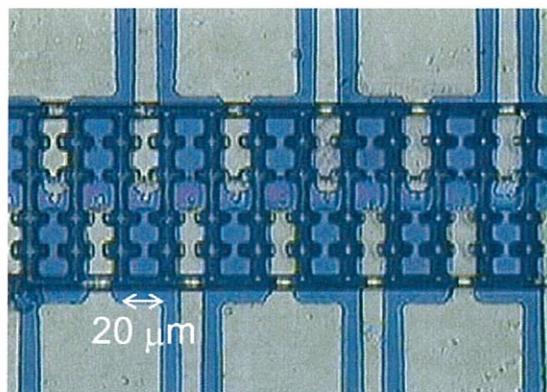


图 5-1-3-12 Densely integrated VCSEL array.

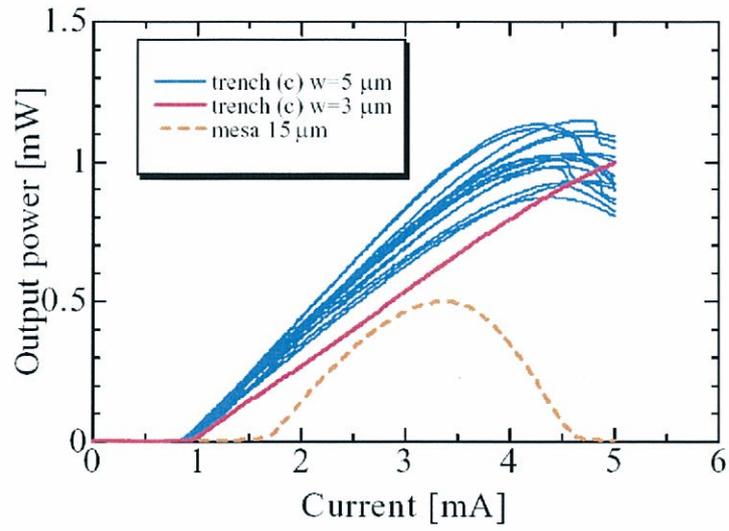


图 5-1-3-13 Lasing characteristics of VCSEL array.

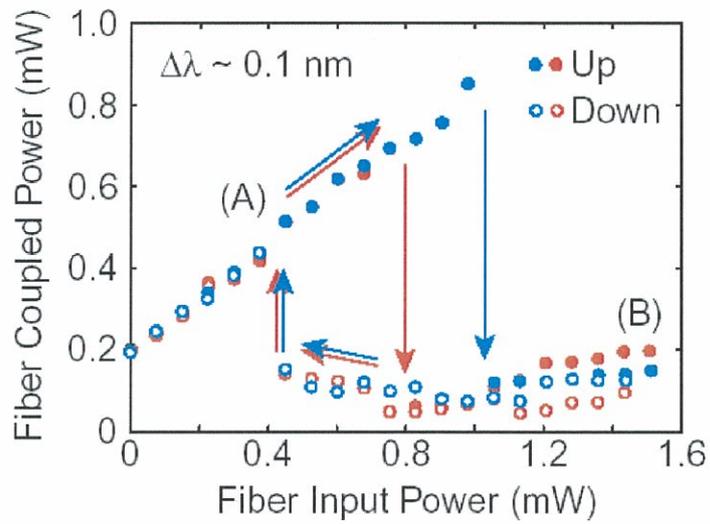


图 5-1-3-14 Optical inverter characteristics of injection-locked VCSEL.

### (2-3) 外部共振器による高速化の検討

近距離も含めたネットワークトラフィックはますます増加の一途を辿っている。これを背景として、より高速直接変調可能なレーザ光源が求められている。本研究ではアレイ化、低消費電力が可能な面発光レーザの高速直接変調特性の向上を目的として、外部光帰還による高速化を用いた外部複合共振器構造を提案し、その小信号変調特性について検討した。

提案する素子構造を図 5-1-3-15 に示す。基板裏面に形成された凸レンズ表面の誘電体反射鏡により外部複合共振器が形成される。外部共振器の間隔は基板厚みにより制御される。

このモデルにおけるレーザのレート方程式を用いて小信号変調特性の解析を行なった。計算結果の一例を図 5-1-3-16 と図 5-1-3-17 に示す。ここで、外部反射鏡の反射率、 $R1=30\%$ 、内部 DBR の反射率  $R2=99.5\%$ 、外部反射鏡の間隔  $1\text{ mm}$  ( $f_{cx}=150\text{GHz}$ ) とした。外部反射光の位相を調整することで変調帯域の増大が得られ、Fig. 16 では  $3\text{dB}$  変調帯域が  $15\text{GHz}$  から  $20\text{GHz}$  まで増大した。外部共振器モードの安定化が期待できる短い外部共振器においても高速化が可能である。本構造は、モノリシックなマイクロレンズの集積化が可能であり、 $10\text{Gbps}$  を超える超高速面発光レーザ光源の実現が期待できる。

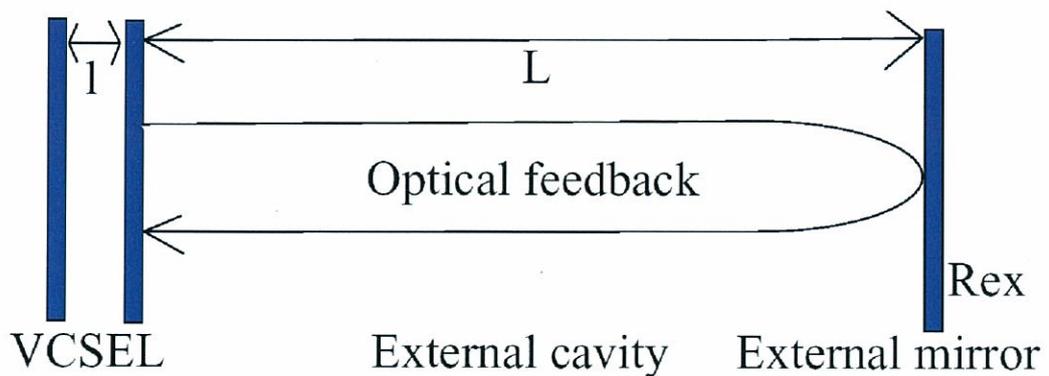


図 5-1-3-15 External cavity VCSEL for enhanced modulation bandwidth.

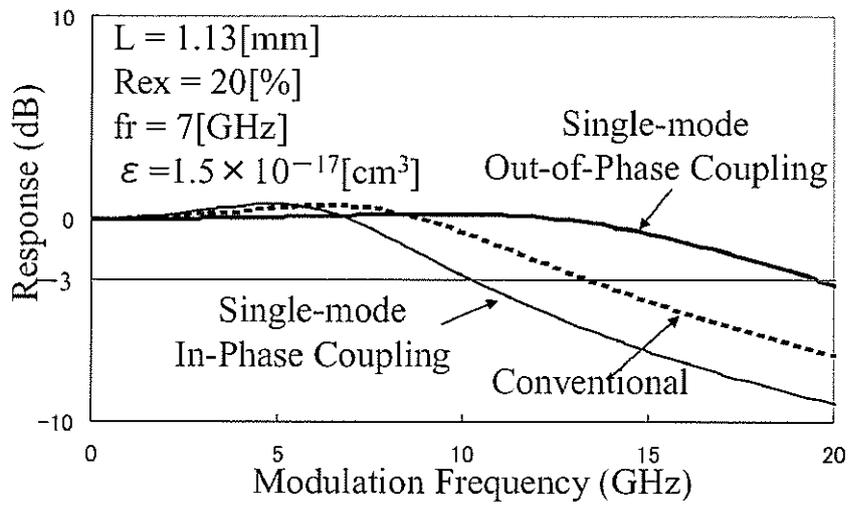


図 5-1-3-16 Small-signal modulation characteristics of External cavity VCSEL.

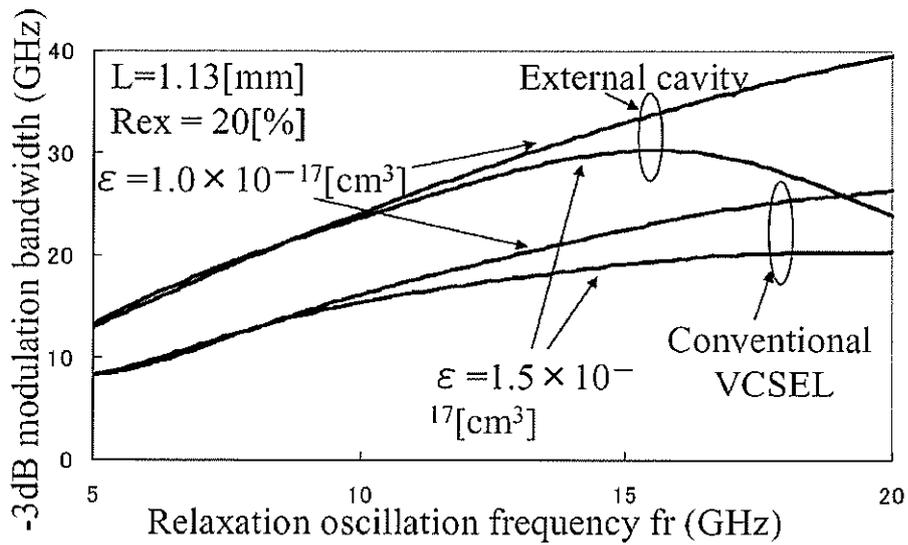


図 5-1-3-17 Calculated modulation bandwidth.

## 5-2 高品質活性層の作製技術の研究開発

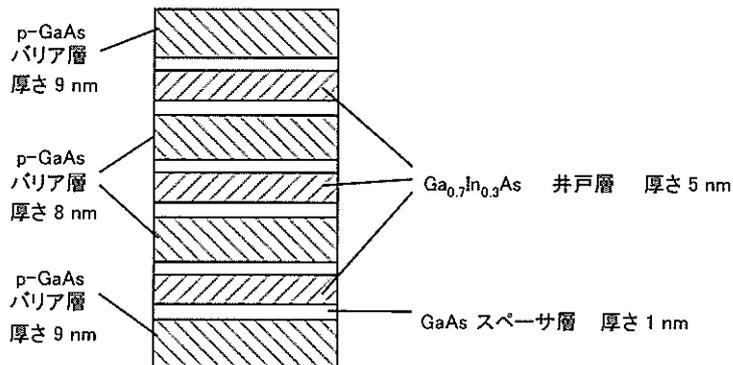
### 5-2-1 1.1 $\mu\text{m}$ 帯 GaInAs レーザ構造の結晶最適化

本研究では、まず、GaAs 基板上の GaInAs-AlGaAs 系材料を用いたレーザ構造を検討した。この材料系では、1.3  $\mu\text{m}$  あるいは 1.55  $\mu\text{m}$  といったこれまで光通信で用いられてきた波長域でレーザ発振するのは困難である。しかし、本材料系は、材料物性が既によくわかっているため素子構造の計算検討がしやすい上、プロセス技術が成熟しているため変調ドープや高速動作に向けた微細な素子構造の検討がしやすい等の利点がある。すなわち、超高速レーザ実用化に必要となる基礎技術を検討する上で有利な材料系である。

図 5-2-1-1 に本研究で検討した変調ドープ 3 重量子井戸構造の GaInAs 系 LD 結晶の積層構造を示す。本研究では、主に、図 5-2-1-2 に示す GaInAs/GaAs の単一量子井戸 (Single Quantum Well : SQW) 構造を用いて最適な結晶成長温度を検討した。評価には SQW の室温におけるホトルミネセンス測定を用い、発光強度、発光の半値幅がそれぞれ最大、最小となる条件を検討した。続いて、この最適な条件で作製した 3 重量子井戸構造のホトルミネセンスを評価し、最終的な結晶成長条件を決めた。この他に、LD 構造のクラッド層となる AlGaAs のドーピングについても検討した。本報では以上の結果について報告する。

材料	層名	厚さ ( $\mu\text{m}$ )	キャリア濃度 ( $\text{cm}^{-3}$ )
p-GaAs	コンタクト層	0.33	$4 \times 10^{19}$
p-Al <sub>0.3</sub> Ga <sub>0.7</sub> As	p型クラッド層	1.5	$0.8\text{--}3 \times 10^{18}$
GaAs	SCH層	0.11	—
GaAs/Ga <sub>0.7</sub> In <sub>0.3</sub> As	変調ドープ3重量子井戸 (詳細は下図b)		
GaAs	SCH層	0.11	—
n-Al <sub>0.3</sub> Ga <sub>0.7</sub> As	n型クラッド層	1.5	$3\text{--}1 \times 10^{18}$
n-Al <sub>0.0.3</sub> Ga <sub>1-0.7</sub> As	n型グレーデッドバッファ層	0.3	$3 \times 10^{18}$
n-GaAs	基板		

(a) GaInAs系LD結晶の積層構造の概要。



(b) 変調ドープ3重量子井戸の構造の詳細。  
バリア層のドーピング濃度は $0.47\text{--}2.3 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ である。

図 5-2-1-1 変調ドープ 3 重量子井戸構造の GaInAs 系 LD 結晶の積層構造

材料	層名	厚さ ( $\mu\text{m}$ )	キャリア濃度 ( $\text{cm}^{-3}$ )
GaAs	SCH層	0.15	—
$\text{Ga}_{0.7}\text{In}_{0.3}\text{As}$	井戸層	0.007	—
GaAs	SCH層	0.15	—
GaAs	バッファ層	0.3	—
n-GaAs	基板		

図 5-2-1-2 結晶成長条件の検討に用いた SQW 構造

なお、電子デバイスへの応用を目的とした本材料系の MBE 成長技術は詳細に検討されている [9]。本研究ではこの報告に基づき、LD への応用において重要となる条件のみを検討した。なお、本報に記載の温度は、成長装置の熱電対の指示温度であり、実際の基板表面の温度はこれより  $100^{\circ}\text{C}$  程度低いことに注意されたい。

一般に、平衡条件下では結晶成長時の温度が高いほど構成元素の原子が格子位置に入りやすいため、育成した結晶の品質は高くなる。GaInAs 系混晶では InAs の結合エネルギーが小さいため、結晶成長時の温度が高いと InAs が結晶に取り込まれにくくなる。真空中で GaAs 基板上に GaInAs 系材料をエピタキシャル成長する場合、この傾向はいっそう顕著となり基板温度が高いと In の偏析が生じてしまう。その結果、高い基板温度で量子井戸を形成すると In の偏析のために正常な量子井戸が形成されなくなる。これは、ホトルミネセンスでは、SQW の発光ピークが高エネルギー側に現れる現象として観測される。逆に、In の偏析を抑制するために基板温度を低くすると、結晶性が不十分となるため発光の半値幅が大きくなる。したがって、なるべく低エネルギー側に発光ピークがあり、かつ、発光の半値幅が狭い条件が SQW 形成に最も適した条件となる。

そこで、本研究では図 5-2-1-3 に示すような基板温度ダイヤグラムで SQW を成長することを検討した。これは、GaAs の SCH 層は In の偏析を気にしなくても良いため結晶性を高めるため高温で成長し、GaInAs 井戸層付近は In の偏析を抑制するため低温で成長することを意図している。この基板温度ダイヤグラムは、実際に図 5-2-1-1 の変調ドープ構造の 3 重量子井戸構造を作製する際にもドーパントの拡散を抑制できるため有利と考えられる。図 5-2-1-4 は、井戸層の成長温度と SQW のホトルミネセンスの発光ピークエネルギー、半値幅との関係である。図のように、井戸層を  $510^{\circ}\text{C}$  で成長したときに発光の半値幅が最も小さく、かつピークも低エネルギー側にある。すなわち、この基板温度で良質の量子井戸が形成できることを意味している。

図 5-2-1-5 は、SQW と 3 重量子井戸のホトルミネセンススペクトルである。ここでの 3 重量子井戸構造は、図 5-2-1-1 の LD 構造ではなく、比較のために図 5-2-1-2 の井戸層を 3 重量子井戸に置き換えたのみの構造である。このため GaAs バリアへはドーピングしていない。図のように、3 重量子井戸は SQW に比べて発光強度がやや低くなっている。これは、GaInAs 井戸層が GaAs 基板に対して 2% を超える歪量をもつため、3 層化したことにより臨界面厚を超過した可能性が高い。しかし、発光強度の低下はわずかであるため実際の

LD 構造は本条件で作製した。

次に AlGaAs へのドーピングの検討結果について述べる。AlGaAs へ p 型不純物の Be をドーピングした場合、 $10^{17}$ - $10^{18}$   $\text{cm}^{-3}$  程度のドーピング範囲ではドーピング濃度に応じた正孔濃度が得られる。これに対し、n 型不純物の Si をドーピングした場合、いわゆる DX センターが存在するためドーパントとして 100% 活性化せず、得られる電子濃度はドーピング量よりもはるかに小さい。これは、同じように Al の含有率が高い InP 基板上的 InAlAs では Si が 100% 活性化するのに比べると大きな違いである。図 5-2-1-6 は n 型ドーパントの Si の温度とキャリア濃度との関係である。図中の直線は InAlAs あるいは InGaAs にドーピングしたときの結果であり、○ は本研究で AlGaAs にドーピングしたときの結果である。AlGaAs 中の電子濃度は InAlAs または InGaAs の 10% 程度であることがわかる。また、電子濃度を増加させるために Si の温度を高くすると、図のようにドーパントの活性化率はさらに低下する。このとき、AlGaAs 成長層表面のモホロジも劣化する。そのため、ドーピングの上限は電子濃度にして約  $3 \times 10^{17}$   $\text{cm}^{-3}$  程度であり、本研究では n 型クラッド層の Si 濃度は  $3 \times 10^{18}$   $\text{cm}^{-3}$  とし、電子濃度は図 1 のように  $3 \times 10^{17}$   $\text{cm}^{-3}$  とすることとして LD を試作した。

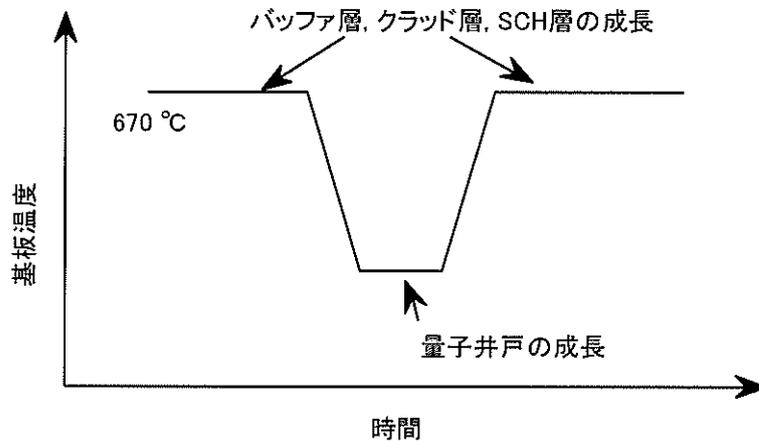


図 5-2-1-3 本研究で検討した基板温度ダイヤグラム

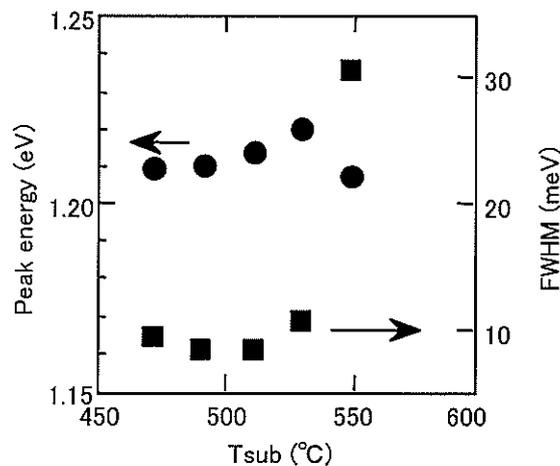


図 5-2-1-4 SQW 成長時の基板温度( $T_{\text{sub}}$ )とホトルミネセンス発光のピークエネルギー, 半値幅(FWHM)との関係

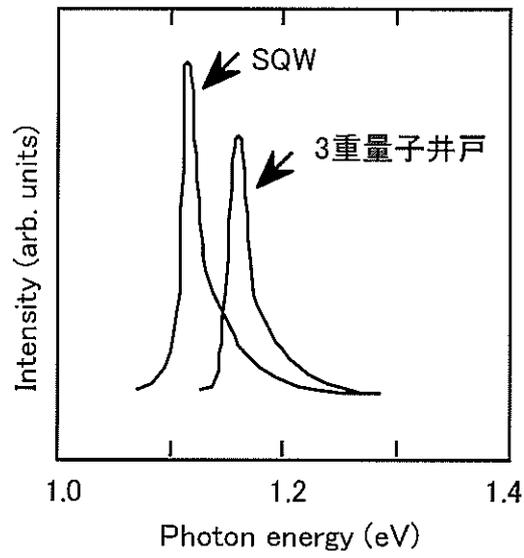


図 5-2-1-5 SQW と3重量子井戸のホトルミネセンススペクトル。3重量子井戸のバリアにはドーピングしていない

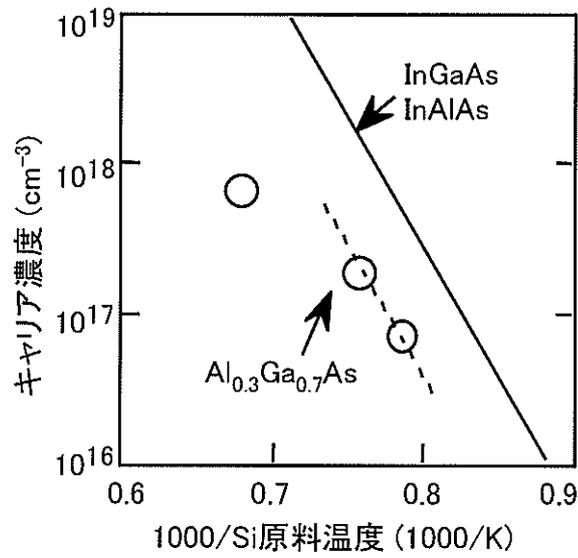


図 5-2-1-6 Si の原料温度とキャリア濃度との関係

## 5-2-2 GaInNAs 量子井戸層の高品質化

### (1) 単一量子井戸層の高品質化

本研究では GaInNAs の結晶性を GaInAs と同等レベルまで向上させることを目標として、GaInNAs の結晶性が不十分な原因を検討し改善技術を開発した。

GaInNAs の結晶性が不十分な原因は、GaInNAs 層に多量に存在する非発光中心の為である。非発光中心が、結晶成長に内因するか外因するかによって対策が異なってくる。内因的非発光中心は、後の項で示す様に結晶成長後のアニール処理で取り除くことができる。アニール処理の最適化の手順はほぼ確立しているので、ここでは、外因的非発光中心について調べる。

GaInNAs レーザの外因的非発光中心を検討する際には、特性が悪い GaInAs レーザのデータが参考になるだろう。標準構造の GaInAs レーザのしきい値電流は通常 10~13 mA であるが、時として大きなしきい値電流の GaInAs レーザが作製されることがある。その原因は、プロセスではなく結晶性である場合もある。そこで、標準構造の GaInAs レーザ、何らかの理由で結晶性が悪化ししきい値電流が大きくなった GaInAs レーザ、本プロジェクト以前に作製した GaInNAs レーザの活性層の不純物を SIMS 分析した。外因的非発光中心となる不純物の候補として MBE 成長中に結晶に取り込まれる可能性がある水素 (H)、酸素 (O)、炭素 (C) を考え、SIMS 測定を行った。その結果を、図 5-2-2-1 に示す。しきい値電流は、H と C とは相関が無い様子だが、O は明らかに相関があり外因的非発光中心になっている可能性が高い。(GaInAs レーザにおいては O は井戸層および SCH 層に存在しており正確に O 濃度が測定できているが、GaInNAs レーザの場合は層厚の薄い井戸層のみで O が検出されており実際の濃度は測定値よりも大きいと考えられる。)O がどのような経路で結晶に取り込まれるかは未解明であるが、O が関係する外因的非発光中心を低減させる為には MBE 成長室の残留不純物を削減させることが必要である。

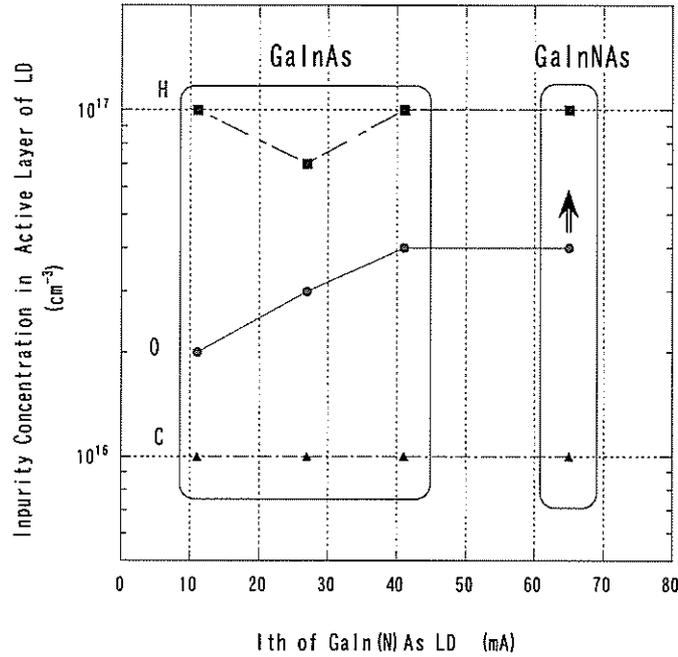


図 5-2-2-1 GaIn(N)As レーザのしきい値電流と不純物濃度の関係

最近、有機金属気相エピタキシー (MOCVD) 法で作製した GaInNAs に Al が混入し結晶性が低下するとの報告が相次いでなされた。GaInNAs 層の前に成長した AlGaAs 層や AlAs 層の成長で使用した Al 原料が、配管や反応管に残存し微量供給され続ける所謂メモリー効果により、Al が混入すると説明されている。我々は、結晶成長法に MBE 法を用いている。本プロジェクト以前に作製した AlGaAs をクラッド層に持つ GaInNAs レーザの活性層中において、Al を SIMS 分析した。その深さプロファイルを図 5-2-2-2 に示す。図 5-2-2-2 において、両端が AlGaAs クラッド層である。活性層の中央の GaInNAs 井戸層に Al のピークがある事が分かる。MBE 法で作製した GaInNAs での Al 混入は初めての発見である。MBE 法では、原理的に原料のメモリー効果は発生しないので、別なメカニズムにより Al は混入したと考えられる。N を含まない GaInAs では Al が検出されなかったため、MBE 法における N の原料即ち N ラジカルが直接の原因であろう。おそらく、N ラジカルが MBE 成長室の内面に付着している Al をスパッタし、Al が GaInNAs の成長表面に供給されたと考えられる。Al は III 族元素なので、GaInNAs に多少混入しても本来結晶性に影響しないはずである。Al の混入が GaInNAs の結晶性を低下をさせる事実を考えると、Al は Al 単体で GaInNAs の成長表面に供給されるのではなく、N と化合した AlN の (微結晶の) 形で供給されると推測される。AlN は、GaInNAs と格子定数が大きくことなるので結晶欠陥発生の要因となる。MOCVD 法でも MBE 法でも、GaInNAs に Al が (AlN として) 混入することを考えると、AlN は非常に容易に形成されるのであろう。Al 原料の供給には、特別に注意しなければならないことが分かった。

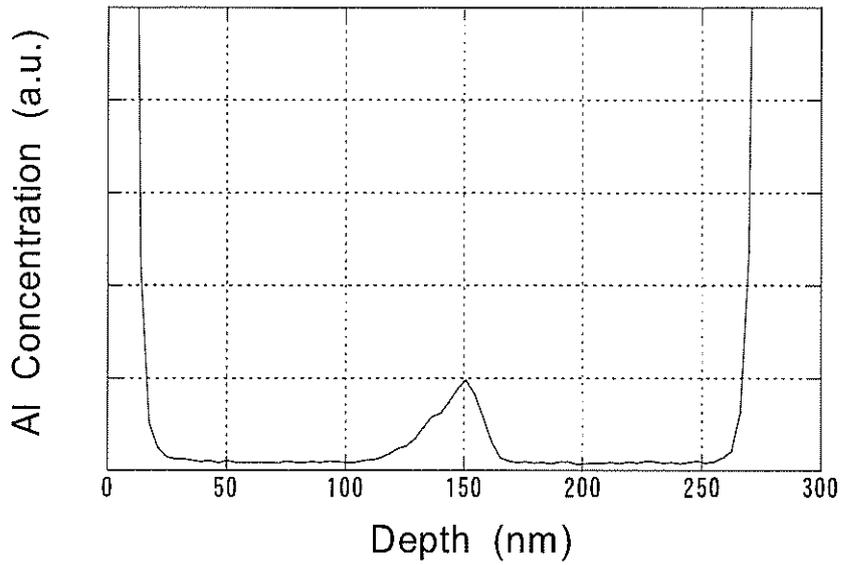


図 5-2-2-2 GaInNAs 活性層中における Al 元素の SIMS プロファイル

以上の結果より、GaInNAs の高品質化のためには、O や Al の不純物を排除することが重要である。それらの不純物の混入を極力阻止する為に、真空内面に特殊加工を施した MBE 成長室を設計/作製した。(昨年度) 図 5-2-2-3 に、作製した MBE 成長室の写真を示す。(写真右部は日立製作所所有の MBE 周辺装置で、今回作製した MBE 成長室と接続済みである。また、同写真では、焼き出しの為にアルミフォイルを巻きつけている。) 本年度は、本装置を立ち上げて GaInNAs の成長条件を調べた。

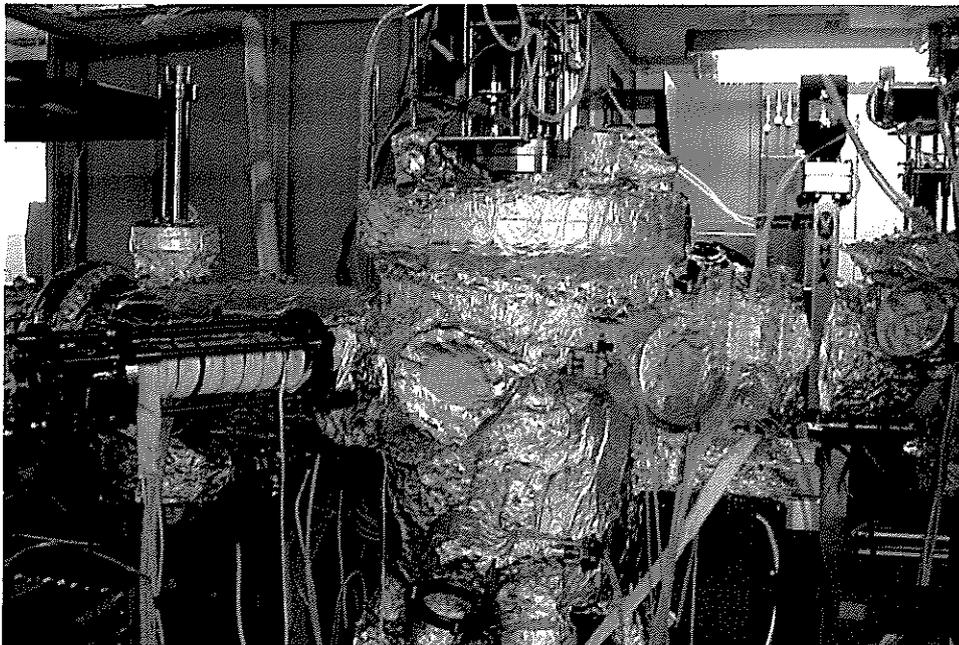


図 5-2-2-3 作製した MBE 成長室の写真

図 5-2-2-4 に、成長した結晶中の不純物の SIMS 分析の結果を示す。図 5-2-2-5 には、分析に用いた結晶の層構造を示す。図 5-2-2-4 において、横軸の左端が試料表面であり、左から右方向に SIMS 測定のスputタエッチングが進む。逆に、結晶成長は横軸の右から左方向に進む。図 5-2-2-4 の右端近くにあるピークは、基板とエピタキシャル成長層との界面である。かなり多くの不純物 (C, H, O) が観測されている。そのピークの左側が、GaAs バッファ層にあたる。GaInNAs 層中の C, H, O の濃度は、 $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 、 $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 、 $6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  と、従来値から数割から数倍改善しており新 MBE 成長室の効果と言える。ここで注目すべきは、GaInNAs 層の成長初期 (図では GaInNAs 層の右側) である。まず、水色表示の In に注目するとヘテロ界面は急峻に変化しておりスパッタエッチングが良好に行われたことが判る。赤色表示の窒素は、膜厚あるいは時間と共に徐々に増加して一定値をとる。これは、窒素ラジカルセルがプラズマの点火により熱せられ、放電管の内面状態が多少変化するためと考えられる。非発光中心になる考えられる O は、窒素の増加に応じて時間と共に徐々に増加して一定値  $6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  になる。レーザの活性層に用いられる GaInNAs 層の層厚は 20nm 以下で本実験の 200nm の 1/10 以下である。GaInNAs 層の成長初期の 1/10 の領域では、O の濃度は、 $2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  と GaAs バッファ層と同等であり、非常に高純度であることが判明した。本結果は、窒素ラジカルセルをプラズマを点火した状態に保つと、O の濃度が増加することを示しており、GaInNAs の高品質化に重要な知見である。

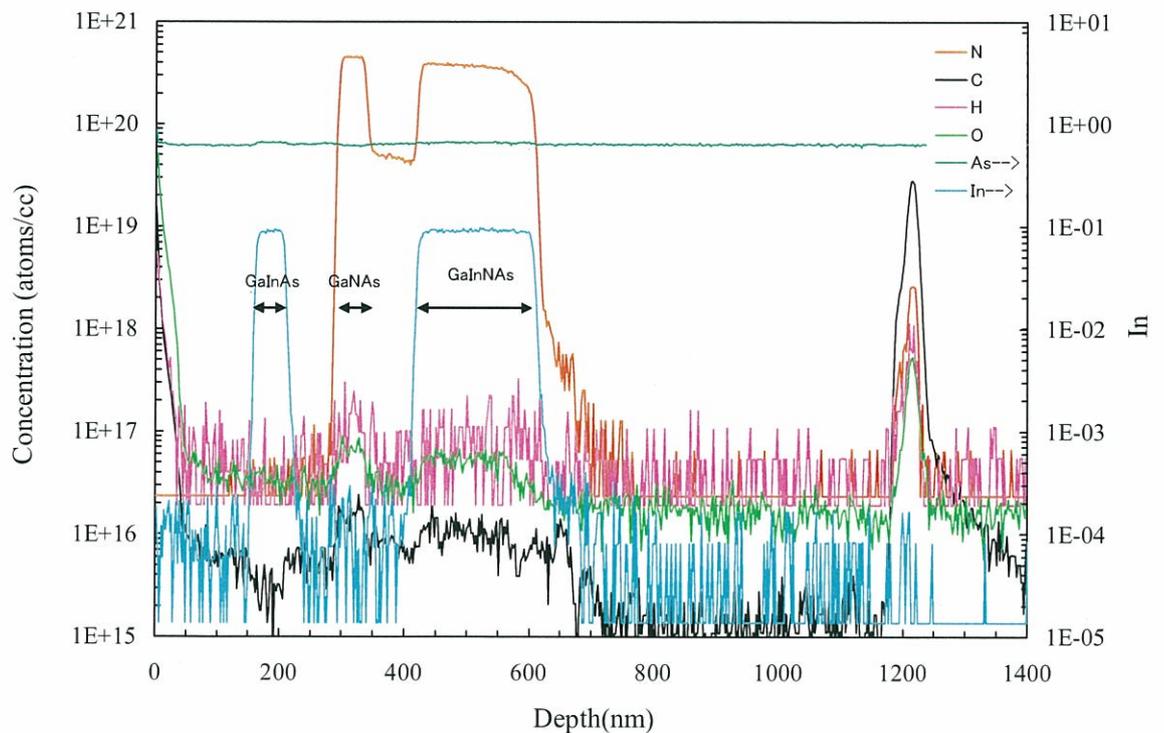


図 5-2-2-4 成長した結晶中の不純物の SIMS 分析の結果

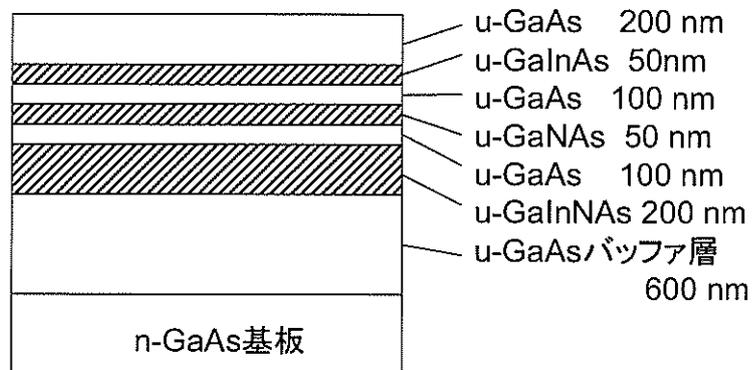


図 5-2-2-5 図 5-2-2-4 の SIMS 分析に用いた結晶の層構造

図 5-2-2-6 に、今回作製した GaInNAs/GaAs (5nm/10nm) 3 重量子井戸 (TQW) の SIMS プロファイルを示す。GaInNAs 井戸層中の  $\text{O}$  濃度は、GaAs バッファ層と同等の  $2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  であった。また、GaInNAs 井戸層中の  $\text{Al}$  は検出限界レベル以下であった。よって、真空内面に特殊加工を施した新 MBE 成長室を用いることで、懸案の不純物である  $\text{O}$  と  $\text{Al}$  の濃度を問題がないレベルまで低減することができたと言える。

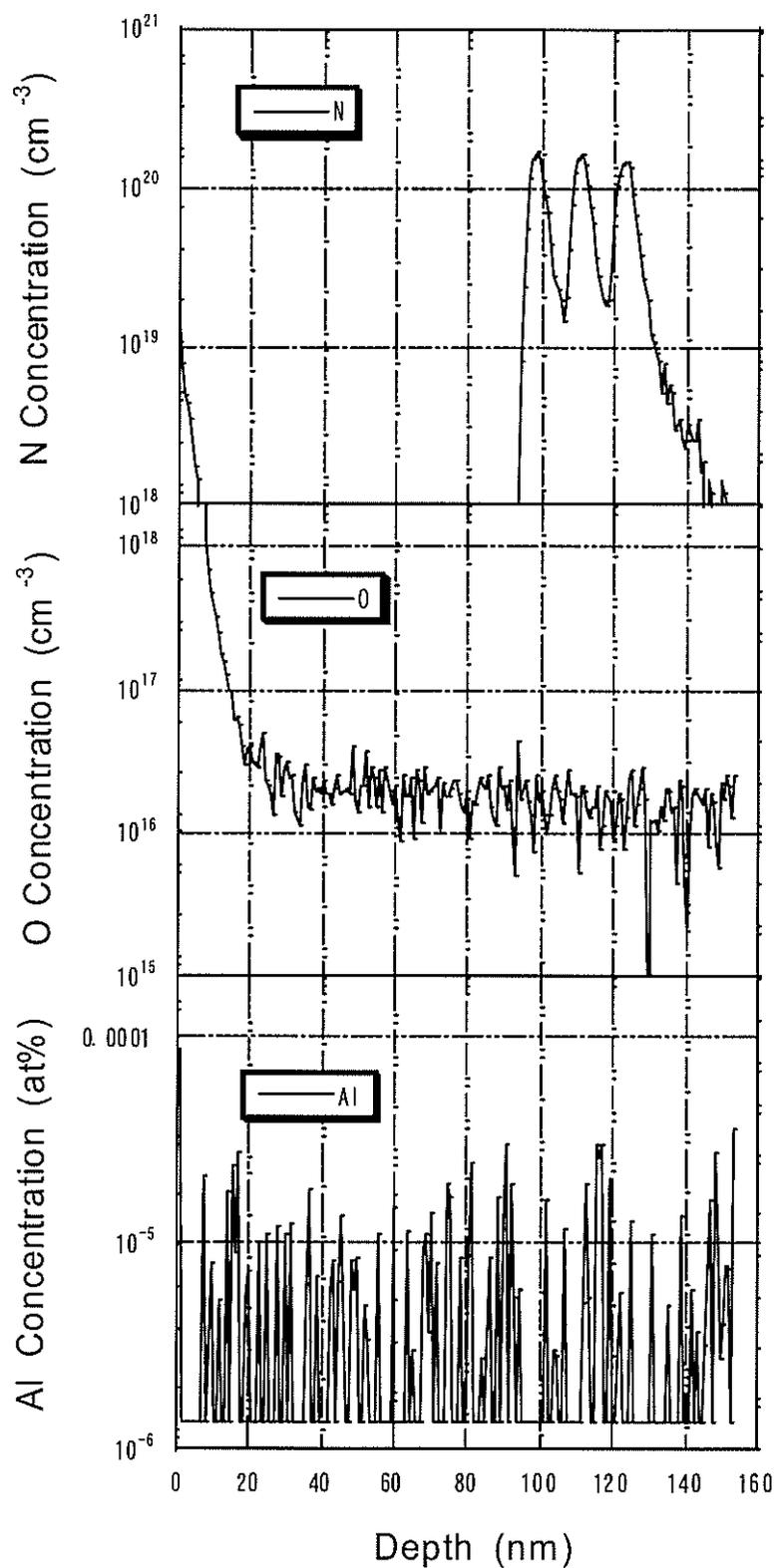


図 5-2-2-6 成長した GaInNAs-TQW 中の不純物の SIMS 分析の結果

図 5-2-2-7 および 5-2-2-8 に、作製した GaInNAs/GaAs 単一量子井戸 (SQW) のフォトルミネッセンスを示す。フォトルミネッセンス強度は、GaInNAs の高品質化により従来の場合より約 10 倍強度が増加し、別ウエハ上に作製した GaInAs/GaAs 単一量子井戸に匹敵した。

図 5-2-2-8 に示す様に、フォトルミネッセンス強度は波長にあまり依存せず、発光波長が  $1.3\mu\text{m}$  を越えても強度が大幅に減少することない。

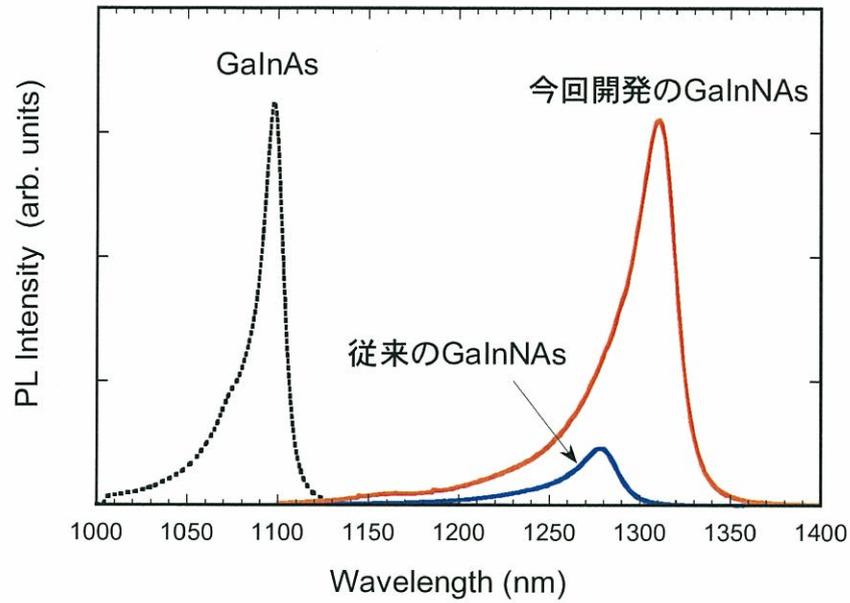


図 5-2-2-7 作製した GaInNAs/GaAs 単一量子井戸のフォトルミネッセンス (その 1)

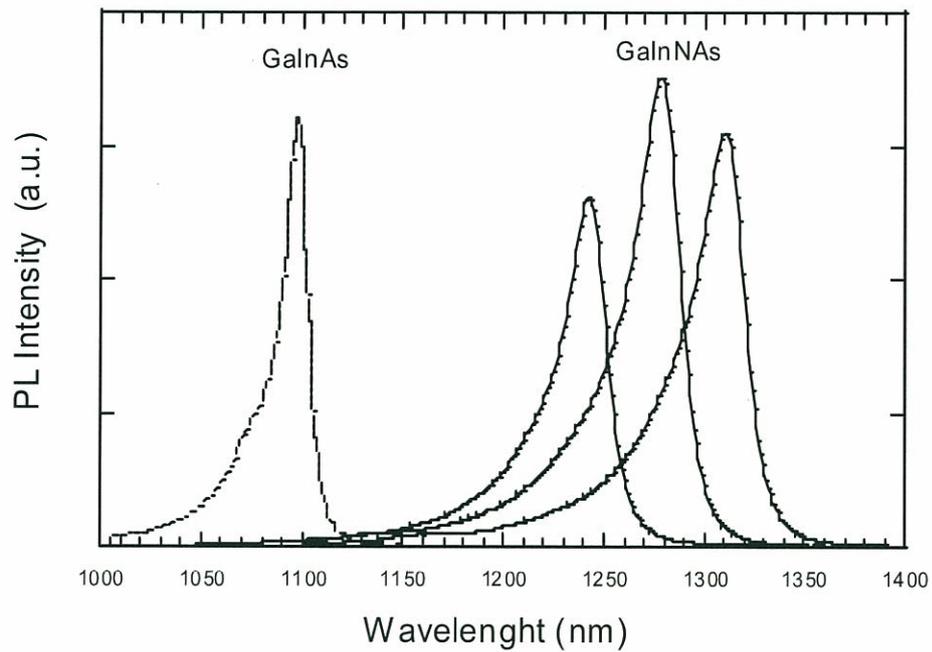


図 5-2-2-8 作製した GaInNAs/GaAs 単一量子井戸のフォトルミネッセンス (その 2)

以上の検討から GaIn(N)As レーザのしきい値電流は活性層の  $0$  及び Al 濃度と相関があり、 $0$  及び Al は外因的非発光中心の発生に関係している可能性が高い。これらの外因的非発光中心を低減させる為には、MBE 成長室の残留不純物を削減させることが必要である。

不純物の混入を極力阻止する為に、真空内面に特殊加工を施した MBE 成長室を設計/作製した。今年度は、本装置を立ち上げて、GaInNAs の成長条件の最適化をおこなった。成長した GaInNAs 結晶中の不純物の濃度は、従来値から数割から数倍改善した。懸案の O 濃度は、GaAs バッファ層と同等の  $2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  まで低減できた。また、Al は検出限界レベル以下であった。今回作製した GaInNAs/GaAs 量子井戸は、GaInNAs の高品質化によりフォトルミネッセンス強度が従来より約 10 倍強度が増加し、別ウエハ上に作製した GaInAs/GaAs 単一量子井戸と同等の強度になった。発光波長も  $1.3 \mu\text{m}$  を越えている。従って、GaInAs と同等な結晶性を有する高品質 GaInNAs 作製技術を開発できたと言える。

## (2) GaInNAs 量子井戸の多重化

次に GaInNAs レーザの 40 Gbps 動作実現の活性層の多重化を検討した。量子井戸数は少なくとも 40 Gbps 動作を達成した GaInAs レーザと同じ井戸層数の 3 重量子井戸化が必須である。GaInNAs 活性層は、歪量が 2.5% 程度と高歪なので多層化には結晶成長条件の最適化が重要である。しかし、高歪 GaInAs 層の結晶成長では 3 次元成長が容易に発生し、厚膜化や多層化が困難なことが知られている。そこで、3 次元成長の発生を抑制する Sb サーフアクタントを GaInNAs の結晶成長にも適用した。作製した 3 重量子井戸 (TWQ) の X 線回折スペクトルを図 5-2-2-9 に示す。井戸層厚は 5nm、バリア層厚は 10nm とした。シミュレーションによく整合し、設計どおりの層構造が作製できたことが分かる。本試料の歪量は 2.7% であった。

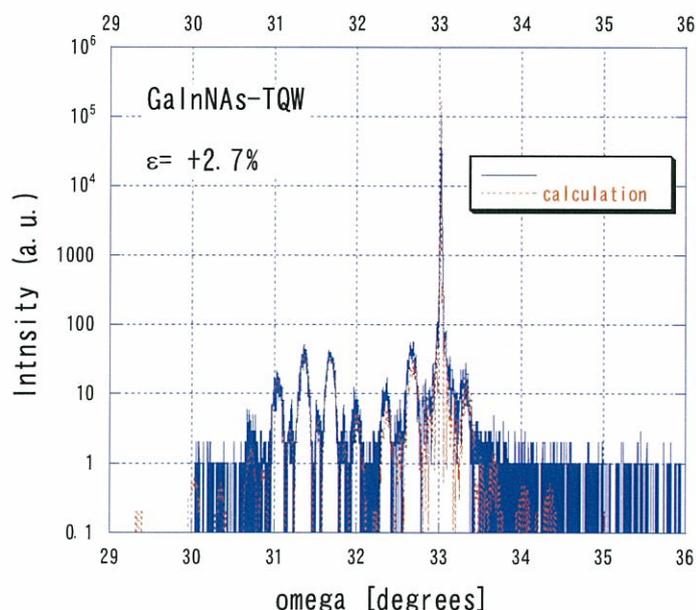


図 5-2-2-9 GaInNAs-TQW の X 線回折スペクトル

図 5-2-2-10 には、フォトルミネッセンススペクトルを示す。 $1.3 \mu\text{m}$  帯で発光し、半値幅も 28meV と小さく SQW と遜色がない。

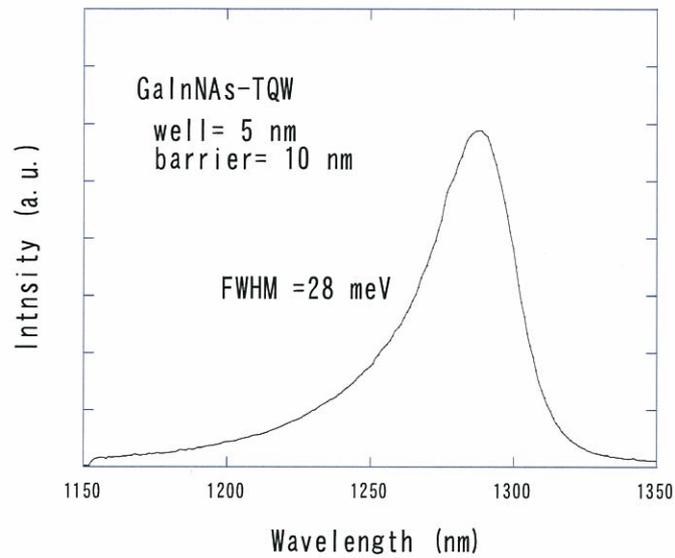


図 5-2-2-10 GaInNAs 3 重量子井戸のフォトルミネッセンススペクトル

図 5-2-2-11 には、N 組成が 1% の GaInNAs における In 組成と発光波長の関係を示す。計算値（実線）と実験データがよく整合し、設計どおりの TQW が作製できてていることが分かる。また、発光波長も  $1.3\mu\text{m}$  に達している。

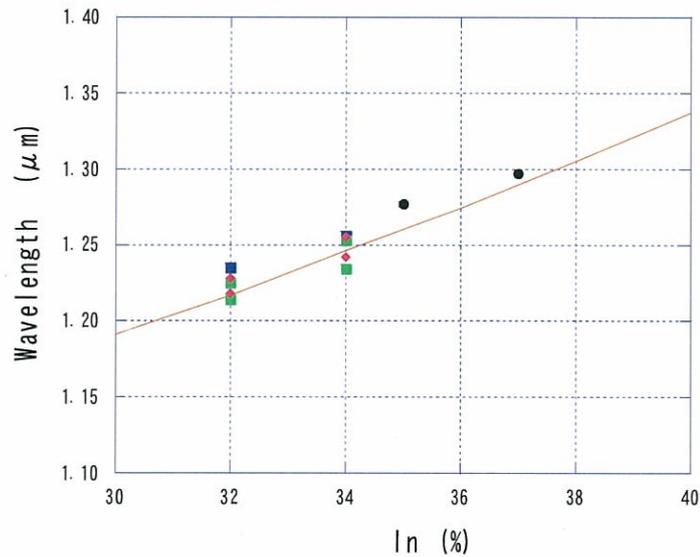


図 5-2-2-11 GaInNAs (N=1%) TQW における In 組成と発光波長の関係

以上の検討から 3 次元成長の発生を抑制する Sb サーファクタントを GaInNAs の結晶成長にも適用することで、良好な GaInNAs 3 重量子井戸を  $1.3\mu\text{m}$  帯で作製することができた。

### 5-2-3 GaInNAs の物性評価

#### (1) 研究の目的

GaInNAs 半導体は電気陰性度の高い窒素を構成元素として数%含であり、この窒素が原因で結晶性が低下し、結晶中に高い濃度の非発光中心が含まれることが知られている。半導体レーザーの高性能化の為に、GaInNAs 半導体の物性を明らかにしていく必要がある。本研究の目的は、①非発光中心を形成する欠陥およびRTAがこれらに与える影響をフォトルミネッセンスや陽電子消滅測定より明らかにすること、②N原子の周りの局所原子構造をラマン散乱法により明らかにすることである。これらの結果を結晶成長にフィードバックし、GaInNAs の高品質化、レーザーダイオードの高性能化のための設計方針を得る。

#### (2) GaInNAs / GaAs 単一量子井戸の結晶性のフォトルミネッセンスによる評価

試料にはガスソースMBE (GS-MBE) により成長したものをを用いた。V族のN組成は0.5at%である。基板温度は460℃である。フォトルミネッセンス(PL) 励起光源にはArレーザーの514.5nm線を用い、シングルモノクロメータ(焦点距離50cm、あるいは75cm)で分光し、電子冷却型のInGaAs pinフォトダイオードで検出を行った。低温測定と温度変化測定(8~300K)には閉ループ型冷却器を用いた。

##### (2-1) ガスソースMBEに方法より成長したGaInNAs / GaAs 単一量子井戸構造においてRTA温度がPLの温度依存性に与える影響

GaInNAs の結晶性がRTAにより大きく改善されるが、本報告では、熱処理温度を変化させてRTAを行ったSQW試料に対して、PLの温度依存性の測定を行い、RTA温度と結晶性の関係の検討を行った。なおRTAは650~800℃の温度範囲で30秒行った。

図5-2-3-1に、as-grown試料および種々の温度でRTAを施したGaInNAs SQWのPLスペクトルの温度依存性を示す。as-grownおよび650℃でRTAを行った試料では低温で発光ピークが非常にブロードである。これは局在励起子発光によるものであり、as-grownおよび650℃でRTAを行った試料では低温領域(それぞれ8~30Kおよび8~70K)で局在励起子発光が支配的である。これ以上の温度では局在励起子発光は消失し、量子準位(e1-hh1)による発光が支配的になる。RTA温度の増加に伴い(650~750℃)、低温での発光が鋭くなる。これは局在励起子の効果が小さくなるためであると考えられる。RTAにより励起子が局在する欠陥等

(歪場、格子欠陥あるいは組成の不均質性など)が減少し結晶性が向上することによるものと考えられる。750℃以上のRTA温度では低温での発光ピークは鋭く、局在励起子発光は観られず、全ての測定温度範囲で量子準位 ( $e1-hh1$ ) による発光が支配的である。750℃以上のRTA温度では発光スペクトルに大きな違いは見受けられない。

図5-2-3-2にPLピークエネルギーの温度依存性を示す。RTA温度の上昇に伴って(750℃まで)PLピークエネルギーが上昇していることがわかる(RTAに伴うブルーシフト)。750~800℃のRTA温度では処理温度に対するPLピークエネルギーの変化は見られない。as-grownおよび650℃でRTAを施した試料において低温領域でPLピークエネルギーが低下する理由は局在励起子である。RTAに起因するブルーシフトは300Kで最大40meVである。低温(8K)での最大60meVの大きなブルーシフトは、as-grown試料でのPLピークエネルギーが局在エネルギー(約20meV)低下することが原因である。

図5-2-3-3にPL半値幅の温度依存性を示す。概ねRTA温度の増加に伴って、PLの半値幅は減少する。750℃以上のRTA温度では半値幅に大きな違いは観られない。650℃でのRTAでは、as-grownの試料に比べて半値幅が増加している。半値幅最大になる温度がas-grown試料では30Kであることに対して、650℃でのRTA試料では70Kであることから、650℃でのRTA試料がas-grown試料に比べて、局在励起子の局在エネルギーが大きいものと考えられる。750℃以上のRTAを施した試料では、局在励起子の効果は殆ど観られない。これらの試料では半値幅は8~300Kで20meVと小さく、これは現在同程度の組成の試料では報告されている中では最小の値である。

図5-2-3-4に発光強度(積分強度)の温度依存性を示す。なお、図の強度は8Kでの強度で規格化して示しているため、試料毎の発光強度の比較はできない。as-grown試料では、測定温度変化に伴う発光強度変化が2桁半程度であるが、RTAにより発光強度変化は最大3桁半程度と大きくなる。これは低温での非発光過程のPL強度に与える影響がRTAにより減少する為と考えられる。また、高温領域においてアーレニウスプロットの直線部分から得られる活性化エネルギーはRTA温度の増加に伴い増加する傾向を示し、750℃以上のRTA温度ではほぼ一定の80meV程度の値が得られた。

以上より、GaInNAs SQWのRTA温度として750~800℃が適当と考えられる。

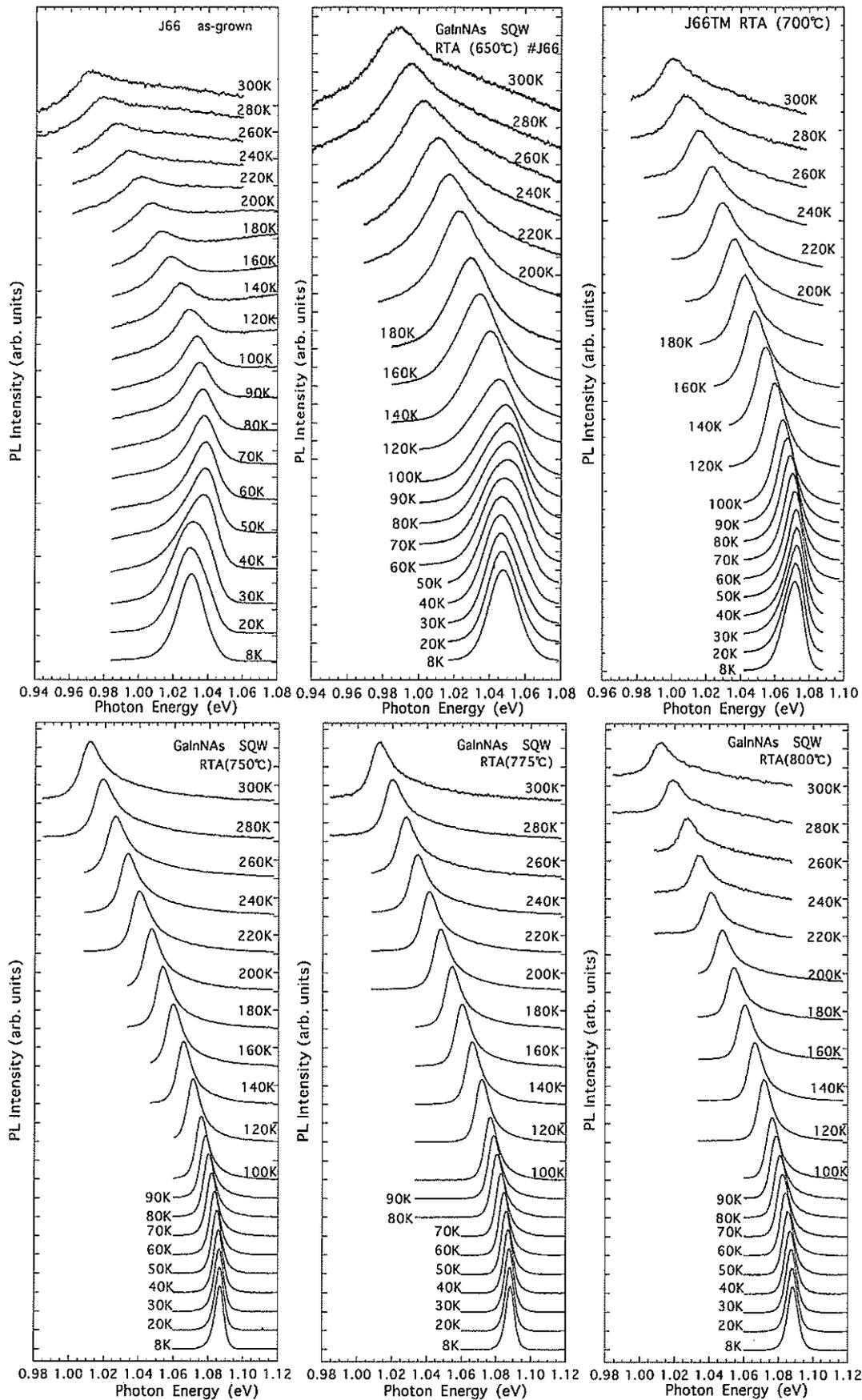


図 5-2-3-1 種々の温度でRTAを施したGaInNAs SQWのPLスペクトルの温度依存性

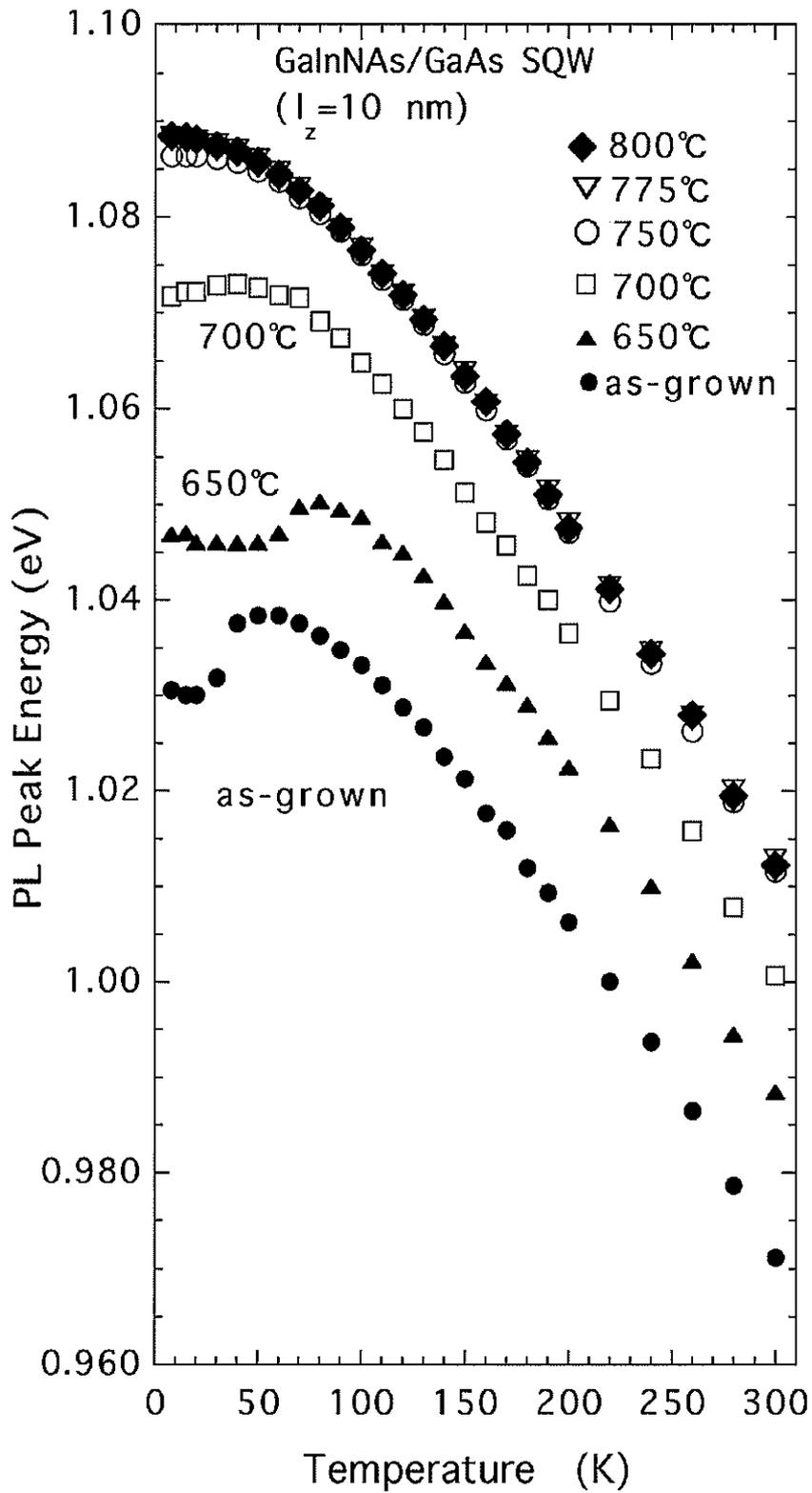


図 5-2-3-2 種々の温度でRTAを施したGaInNAs SQWのPLピークエネルギーの温度依存性

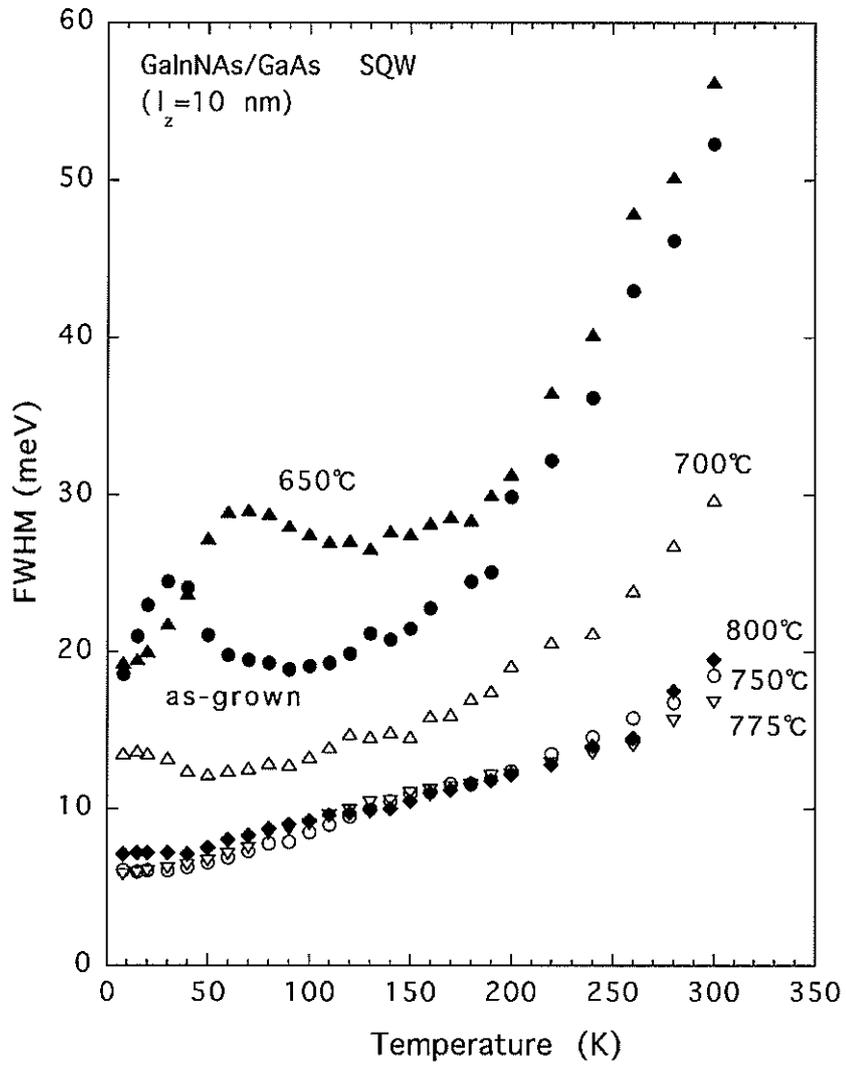


図 5-2-3-3 種々の温度でRTAを施したGaInNAs SQWのPL半値幅の温度依存性

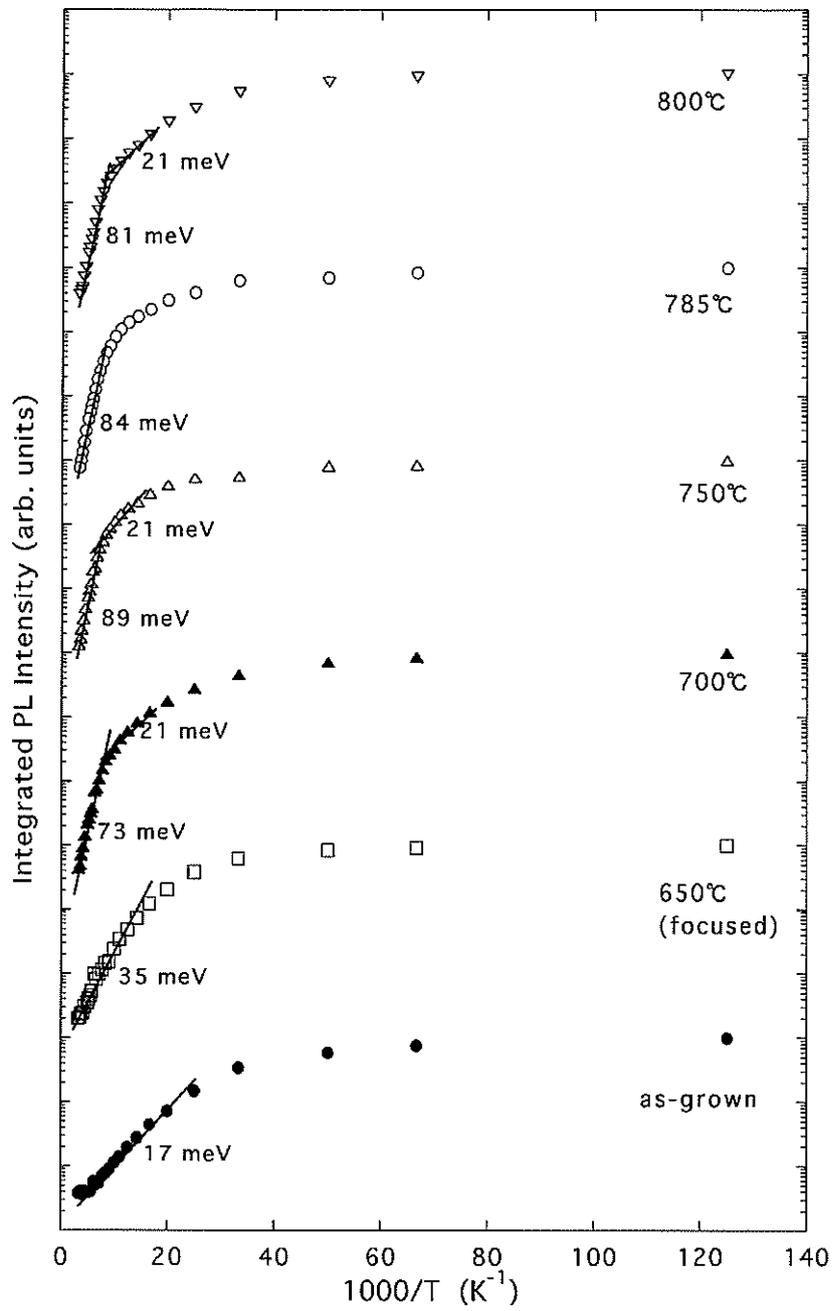


図 5-2-3-4 種々の温度でRTAを施したGaInNAs SQWのPL強度（積分強度）の温度依存性。横軸は温度の逆数を示す。

(2-1) ガスソースMBEに方法より成長したGaInNAs/GaAs単一量子井戸の井戸層幅のPLスペクトルの温度依存性に与える影響

種々の井戸層厚 ( $l_z$ : 3~10nm) を持つGaInNAs SQWのPLスペクトルの温度依存性の測定を行い、層厚とSQWの結晶性との関係の検討を行った。なお、試料には775℃で30秒のRTAを施している。

図5-2-3-5に種々の井戸層厚 ( $l_z$ ) を持つGaInNAs SQWのPLスペクトルの温度依存性を示す。PLスペクトルの温度依存性より得られた、PLピークエネルギー、半値幅のおよび発光強度(積分強度)の温度依存性をそれぞれ、図5-2-3-6、図5-2-3-7および図5-2-3-8に示す。まず、 $l_z$ の減少に伴い、伝導帯の量子井戸における量子準位エネルギーの増加に伴う発光ピークの増加が観られる。発光の半値幅に関しては、概ね $l_z$ の減少に伴い増加する傾向が認められた。 $l_z=10$ nmのSQWでは、8Kでの半値幅は6meVと非常に狭く、半値幅は熱ブロードニングの為、測定温度上昇に対して単調に増加している。この発光は量子準位によるもので、局在励起子の影響は殆ど無いものと考えられる。 $l_z=5$ nmおよび $l_z=7$ nmの試料では、局在励起子の影響により8~50Kの温度で若干の半値幅の増加が観られる。しかしこの二つの試料では局在励起子は小さく、それがPLスペクトルに与える影響や、高温部での半値幅に関して大きな違いはみられなかった。 $l_z=3$ nmのSQW試料では、低温領域(8~50K)でPLエネルギーの低下が観られ、また、半値幅は40~50K付近で大きなピークを持つ(40Kで27meV)。従って、この試料では低温で局在励起子の影響が大きいことがわかった。これらの結果より $l_z$ の減少に伴って結晶性が低下することが推測される。この理由の一つとして、 $l_z$ の減少に伴ってGaInNAs井戸層に比べてヘテロ界面の寄与が大きくなることとがあげられる。

図5-2-3-8より、 $l_z$ の増加に伴って低温と室温の発光強度比が大きくなることがわかる。 $l_z=10$ nmのSQWでは低温と室温の発光強度比は3桁ほどであるが $l_z=3$ nmのSQW試料では4桁半の強度比が得られている。また、高温付近での発光強度の熱消光の活性化エネルギーは、80~115meV程度であり、 $l_z$ の変化に対して系統的な変化は認められなかった。

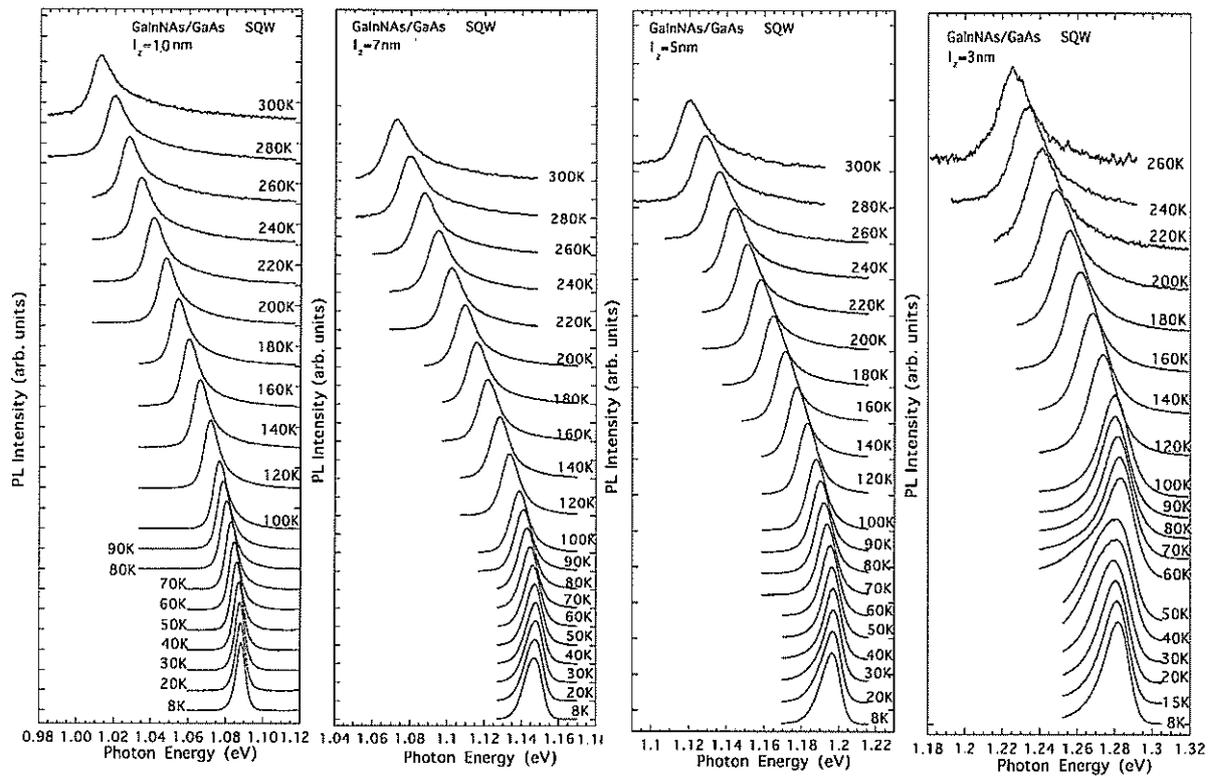


図 5-2-3-5 種々の井戸層厚 ( $l_z$ ) を持つ GaInNAs SQW の PL スペクトルの温度依存性

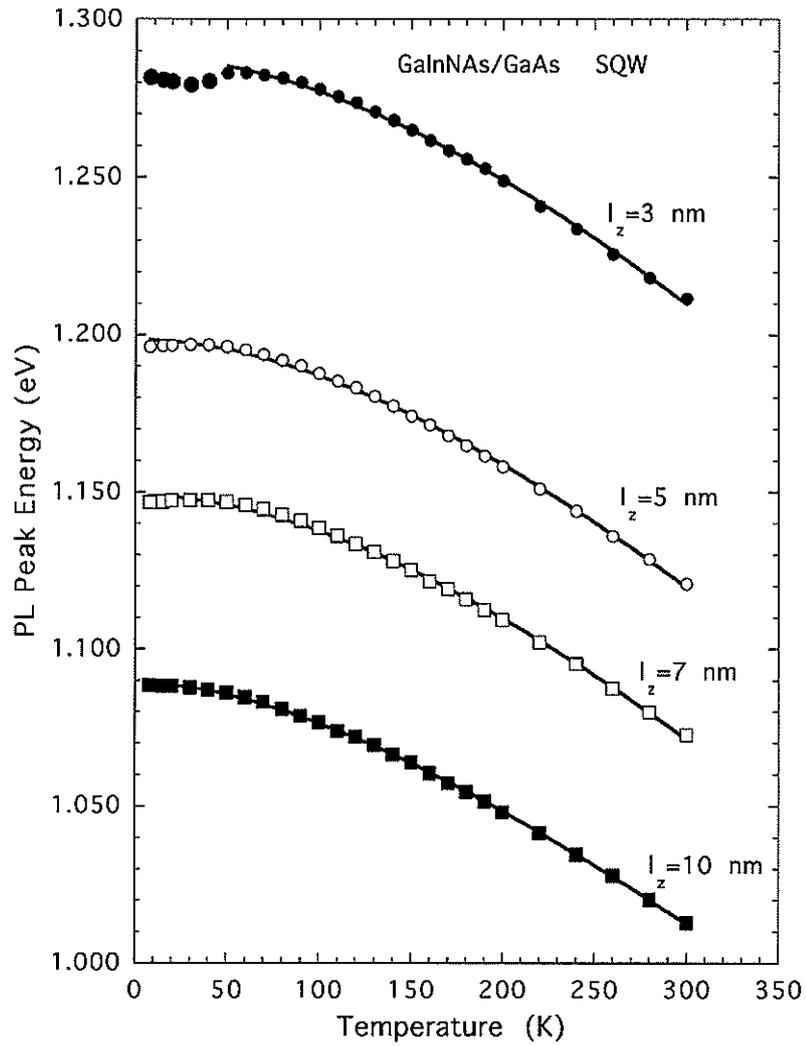


図 5-2-3-6 種々の井戸層厚 ( $l_z$ ) を持つ GaInNAs SQW の PL ピークエネルギーの温度依存性

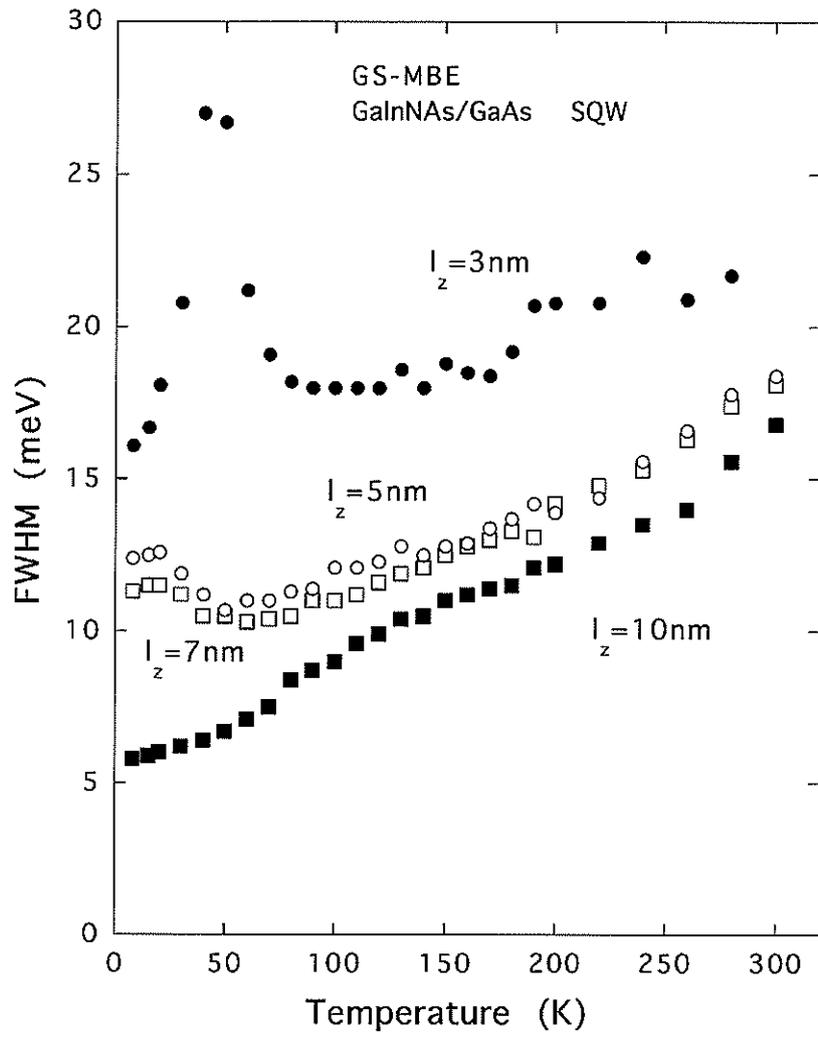


図 5-2-3-7 種々の井戸幅 ( $l_z$ ) を持つ GaInNAs SQW の PL 半値幅の温度依存性

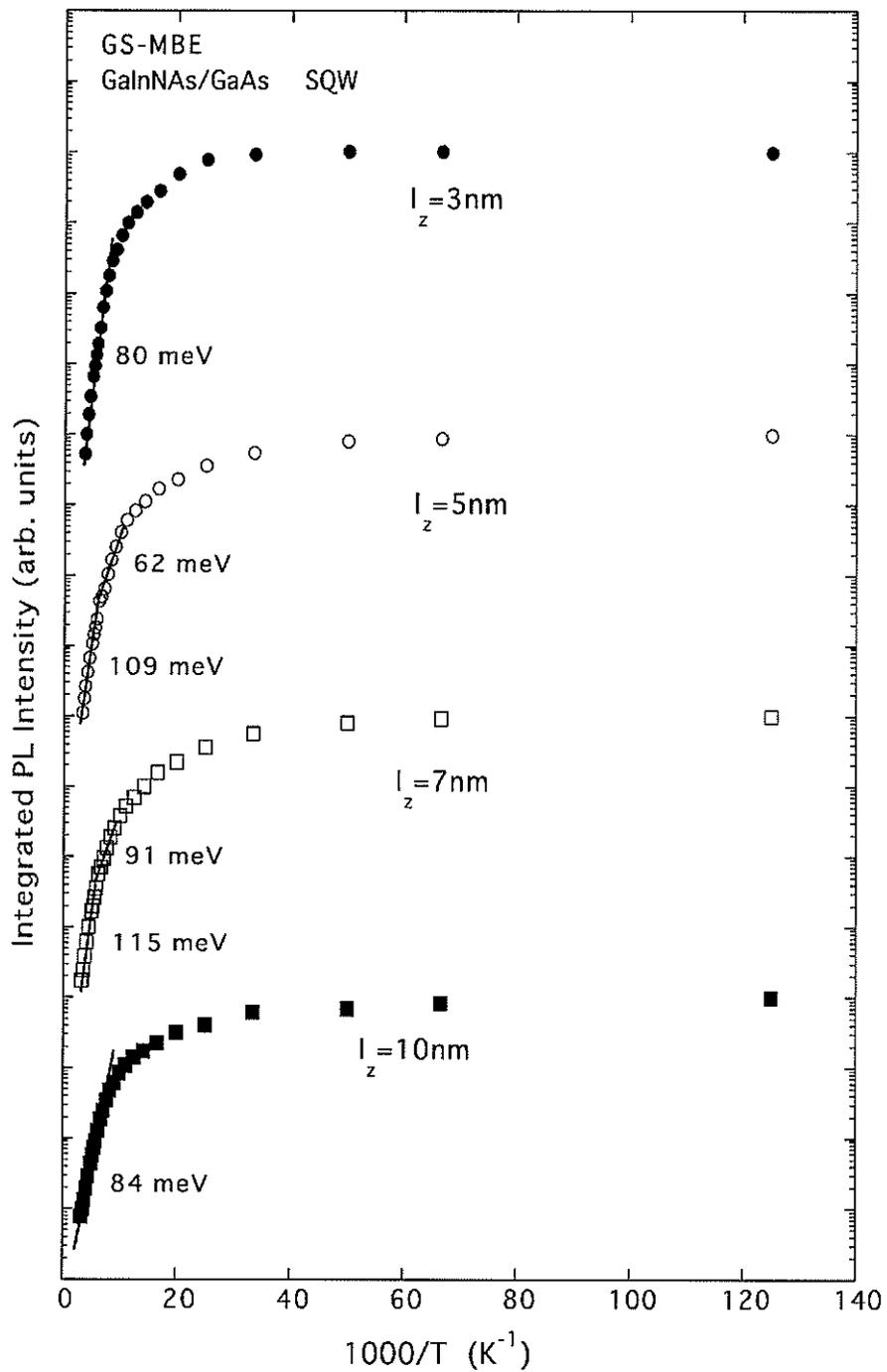


図 5-2-3-8 種々の井戸幅 ( $l_z$ ) を持つ GaInNAs SQW の発光強度 (積分強度) の温度依存性 (横軸は温度の逆数)

### (3) GaInNAs/GaAsおよびGaNA s/GaAsのラマン散乱分光による局所原子構造の評価

GaInNAsの半導体レーザ作製プロセスには、アニールが用いられる。アニールにより結晶性が向上し、PLにおいては、発光強度が2桁以上増加する、発光の半値幅が減少する、等の改善がみられる。一方、アニールによりバンドギャップが約50meV増加するため、長波長化の観点から問題とされている。このバンドギャップの増加は、アニールによりGaInNAs混晶局所原子構造が変化する為であろうと考えられているが、その詳細は明らかにされていない。

ところで、ラマン散乱分光は結晶の格子振動モードの研究手段として用いられてきた。混晶半導体においては、原子の不規則性の格子振動モードに与える影響が大きいことが知られている。GaInNAsのようにNを不純物程度に含む混晶半導体において、As原子位置をAsより軽い原子であるNが置換すれば、N原子の近くで最大振幅を持つ振動モード(局在振動モード: Local Vibration Mode)が発生する。局在振動モードの解析により、N原子の近傍の原子配置を考察することができる。

本章では、GaAs基板上にSS-MBEで成長した格子整合系 $Ga_{0.93}In_{0.07}N_{0.025}As_{0.975}$ のラマン測定を行い、格子モードおよび局在モードの測定を行った。InおよびNの添加が母体であるGaAs格子振動モードに与える影響を同条件でGaAs上に成長した $GaN_{0.025}As_{0.975}$ の測定結果との比較により検討を行った。また、RTAの局所原子配置に与える影響の考察を行った。

測定には、励起光としてAr<sup>+</sup>レーザの514.5nm線を用いた。散乱光は焦点距離85cmのシングルモノクロメータ(ホログラフィック回折格子1800 lines/mm)で分光され、液体窒素冷却型CCDマルチチャンネル光検出器で検出された。レイリー散乱光の除去にホログラフィック・ノッチフィルターを使用した。また、測定にはラマン選択則による結晶評価を行う為、後方散乱配置による偏光測定を行った。

#### (3-1) 格子モードの偏光ラマン測定

図5-2-3-9にGaInNAs/GaAsおよびGaNA s/GaAsの偏光ラマンスペクトルを示す。図中の $x(z\bar{y})-\bar{x}$ ,  $z(\bar{z}\bar{z})-\bar{z}$ ,  $x(\bar{y}'\bar{x}')-\bar{x}$ ,  $x(\bar{y}'\bar{y}')-\bar{x}$ は後方散乱位置(括弧の外側の記号は入射光および散乱光の伝搬方向)での偏光(括弧の内側の記号は入射光および散乱光の偏光)を示している。なお、 $x'$ および $y'$ はそれぞれ[110]および[1-10]偏光を示している。図中に示す記号はラマン選択則により許容となるフォノンの振動の対称性の規約表現の記号であり、ジंकブレンド格子の一次ラマン過程で許容となる光学フォノンは $T_2$ 対称性を持つ。ラマン選択則によれば、ジंकブレンド格子における(100)面での後方散乱位置ではLOフォノンが許容、TOフォノンが禁止である。また、 $x(z\bar{y})-\bar{x}$ および $x(\bar{y}'\bar{y}')-\bar{x}$ 偏光では偏光選択則によりLOフォノンが許容であり、 $z(\bar{z}\bar{z})-\bar{z}$ および $x(\bar{y}'\bar{x}')-\bar{x}$ 偏光ではLOおよびTOフォノン共に禁止である。

GaInNAsでは $289\text{ cm}^{-1}$ にLOフォノンによるラマンピークが、 $265\text{ cm}^{-1}$ 付近にTOフォノンによる弱いピークが観られる。LOフォノンの強度は偏光選択則により $x(z\bar{y})-x$ および $x(y'\bar{y}')-x$ 偏光で強く観測される。しかし、 $z(z\bar{z})-z$ および $x(y'\bar{x}')-x$ 偏光では選択則でLOフォノンは禁止されているが許容の偏光状態での $1/10$ 程度の強度で観測される。また、TOフォノンは $(100)$ 面の後方散乱配置では偏光にかかわらず禁止であるが、全ての偏光配置で観測され $x(z\bar{y})-x$ 偏光で許容のLOフォノンの $1/20$ 程度の強度である。完全結晶で禁止であるTOおよびLOフォノンがGaInNAsおよびGaNAAsの両方で殆ど同程度の強度で現れることや、GaAsではラマン選択則が満たされている、という結果を考察すれば、禁止のフォノン線が現れる理由としてはGaAs母体格子中にNを2.5%導入し混晶を形成したことによるdisorderや局所的な格子の歪が主な原因であると考えられる。

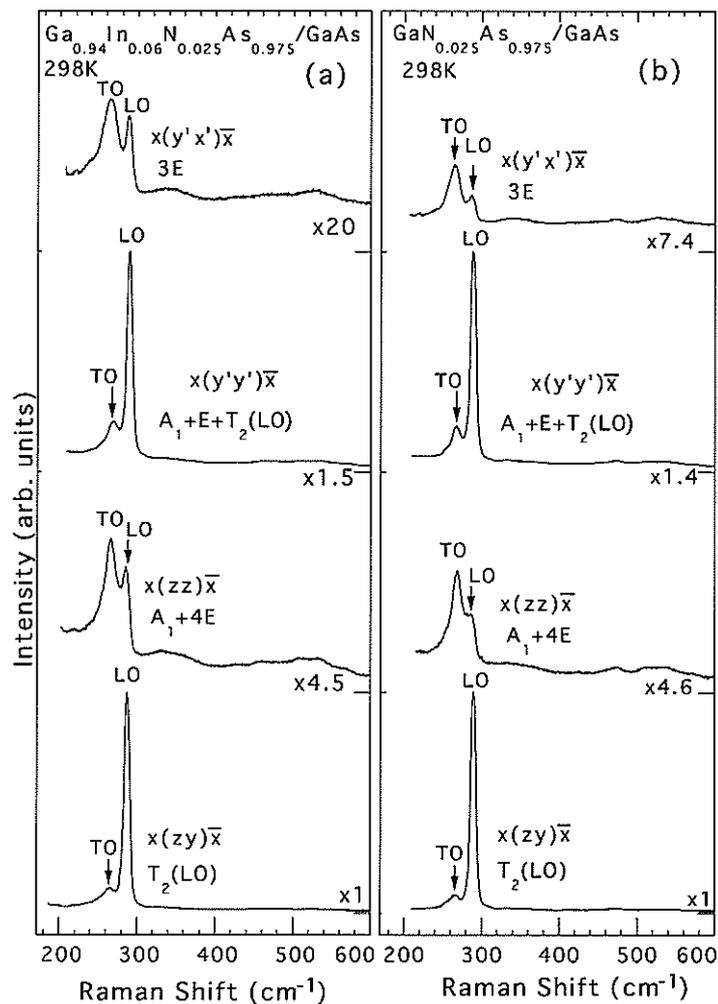


図 5-2-3-9 GaInNAs/GaAs および GaNAAs/GaAs の偏光ラマンスペクトル

### (3-2) 局在モードの偏光ラマン測定

図 5-2-3-10 に  $\text{GaInNAs}/\text{GaAs}$  および  $\text{GaNA s}/\text{GaAs}$  の  $370\sim 600\text{ cm}^{-1}$  領域の偏光ラマンスペクトルを示す。これまでに  $\text{As}$  不純物を含む  $\text{GaAs}$  および  $\text{GaNA s}$  混晶半導体における  $\text{N}$  原子の局在振動モード (以下  $\text{LVM}$  と略する) が赤外吸収およびラマン散乱測定により  $470\text{ cm}^{-1}$  に報告されている。本報告でも同様に  $\text{GaNA s}$  混晶において  $473\text{ cm}^{-1}$  に  $\text{N}$  の  $\text{LVM}$  が観測された。図 5-2-3-10 (b) には  $\text{GaNA s}$  の偏光ラマンスペクトルを示すが、同一組成の  $\text{GaNA s}$  におけるこれまでの報告と同様に  $473\text{ cm}^{-1}$  に  $\text{N}$  の  $\text{LVM}$  が観測される。 $500\sim 570\text{ cm}^{-1}$  に観られるブロードなバンドは  $\text{GaAs}$  モードの二次ラマン散乱光による。 $512$ 、 $538$  および  $575\text{ cm}^{-1}$  の構造はそれぞれ  $\text{LO}(\Gamma) + \text{LA}(X)$ 、 $2\text{TO}(\Gamma)$  および  $2\text{LO}(\Gamma)$  によるものである。図からもわかるように、上記の 2 次ラマンによる構造は  $A_1$  規約表現を含む偏光条件で強く観測される。また、 $A_1$  規約表現を含まない偏光条件では  $525\text{ cm}^{-1}$  付近にピークを持つ弱いバンドが観測される。一方、 $\text{Ga-N}$  の  $\text{LVM}$  は  $x(y'x')-x$  偏光を除いてほぼ同程度の強度を示す。 $\text{Ga-N}$  の  $\text{LVM}$  の 2 次ラマン光に対する強度比が最も大きい偏光条件は  $x(zy)-x$  であり、この偏光条件が  $\text{Ga-N}$  の  $\text{LVM}$  を 2 次ラマン光から分離して測定するために最も有利であるものと考えられる。

図 5-2-3-10 (a) に示す  $\text{GaInNAs}$  の偏光ラマンスペクトルでは、 $\text{Ga-N}$  の  $\text{LVM}$  が非常にブロードに観測される。図の 2 つの偏光条件 ( $x(y'x')-x$ 、 $x(y'y')-x$ 、 $x(zz)-x$ ) の場合、 $\text{LVM}$  バンドには  $460\text{ cm}^{-1}$  付近にショルダーが観られ、 $460\sim 510\text{ cm}^{-1}$  にテイルを引いている。これは、これらの偏光では  $A_1$  振動が許容となるため二次ラマンバンドが強く現われる為に、 $\text{LVM}$  バンドが  $512\text{ cm}^{-1}$  の二次ラマンバンドと分離できないことによる。また、 $x(y'x')-x$  偏光条件では、4 つの偏光条件の中で  $\text{LVM}$  の強度が最も小さい為 (他の偏光の  $1/5$  程度の強度)、相対強度の大きい  $525\text{ cm}^{-1}$  のバンドから  $\text{LVM}$  を分離することができない。

これらに対して、 $T_2$  規約表現振動モードのみが観測される  $x(zy)-x$  偏光条件では、 $\text{GaNA s}$  と同様に 2 次ラマンバンドの相対強度が低下する為、 $\text{Ga-N}$  の  $\text{LVM}$  が強調されて明瞭に観測される。ここで注目することは、 $\text{GaInNAs}$  では  $\text{LVM}$  はピークが  $465\text{ cm}^{-1}$  および  $488\text{ cm}^{-1}$  の二つのピークに分離していることである。この測定で用いた試料は  $\text{RTA}$  ( $700^\circ\text{C}$ 、 $30$  秒) を施したものであり、次節で述べるように  $\text{LVM}$  が二つに分裂していることは  $\text{RTA}$  の効果である。 $\text{LVM}$  の 2 次ラマン光に対する強度比が最も大きい  $x(zy)-x$  偏光条件を用いることは  $\text{GaInNAs}$  のラマン測定に対しては必須の条件であると考えられる。なお、無偏光測定では他の偏光条件と同様に  $\text{LVM}$  を分離することができなかった。

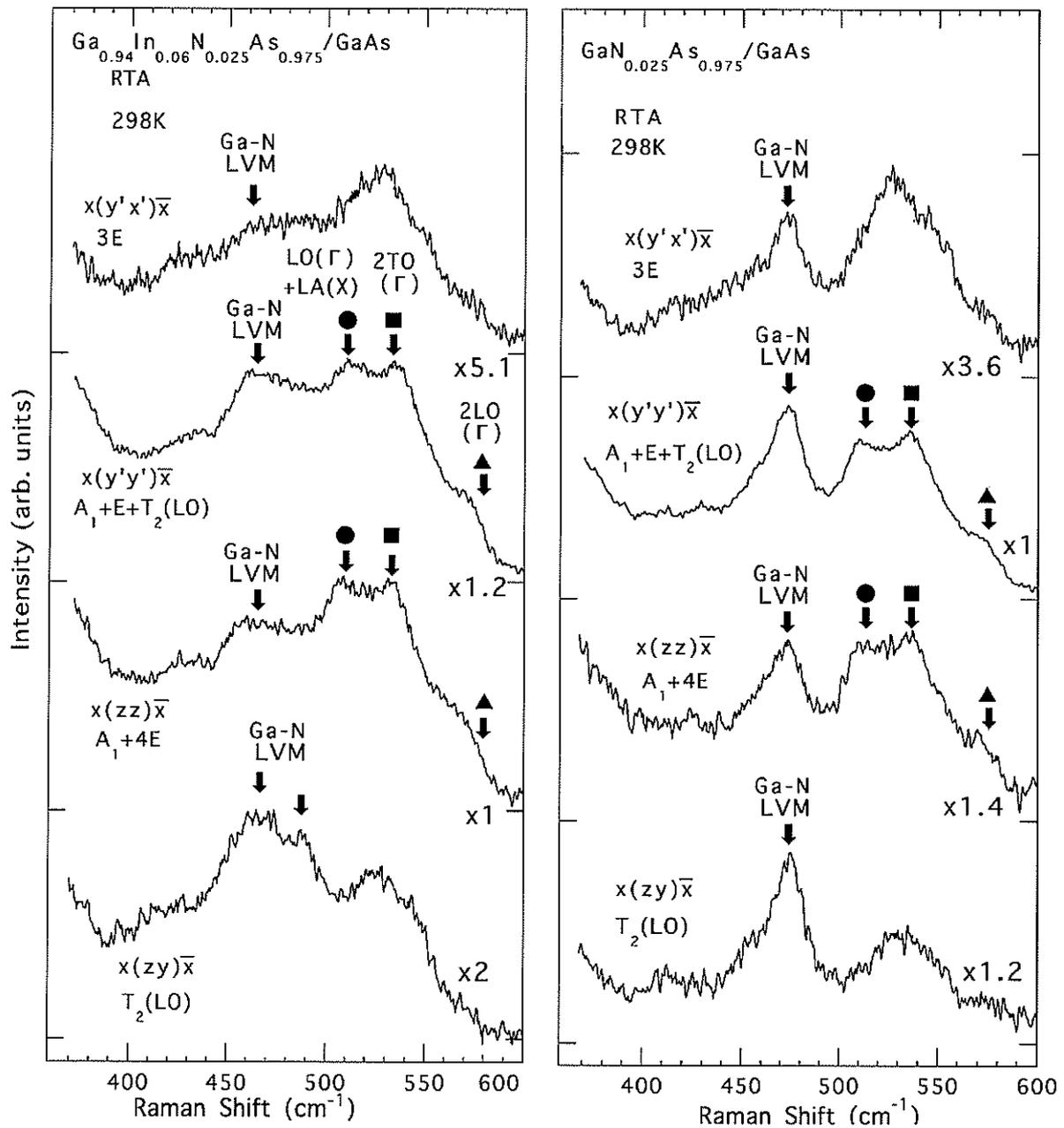


図 5-2-3-10 GaInNAs/GaAs (a) および GaNAs/GaAs (b) の局在振動モード付近の波数領域の偏光ラマンスペクトル

### (3-3) Ga-N局在振動モード(LVM)のRTA依存性

図 5-2-3-11 に a s - g r o w n および RTA を施した Ga I n N A s / G a A s および Ga N A s / G a A s のラマンスペクトル ( $300 \sim 600 \text{ cm}^{-1}$ ) を示す。偏光条件は  $x(z\bar{y})-x$  である。Ga N A s では  $473 \text{ cm}^{-1}$  の Ga - N の L V M は比較的シャープで (半値幅約  $20 \text{ cm}^{-1}$ ) あり、RTA による変化はみられない。

これに対して、Ga I n N A s の Ga - N の L V M はブロードであり、a s - g r o w n 試料で  $470 \text{ cm}^{-1}$  にピークを持つ半値幅が約  $50 \text{ cm}^{-1}$  のバンドである。RTA により、このバンドは  $468 \text{ cm}^{-1}$  と  $488 \text{ cm}^{-1}$  の二つのピークに分裂することがわかった。

ラマン測定を低温 ( $77 \text{ K}$ ) で行うことにより、ブロードニングが減少し、さらに二次ラマンの相対強度が減少するため、室温測定に比べてラマンピークの分裂を詳細に測定できることが期待される。

図 5-2-3-12 に  $77 \text{ K}$  で 2 種類の異なる試料に対して測定した a s - g r o w n および RTA を施した Ga I n N A s / G a A s の局在振動モード付近の波数領域のラマンスペクトルを示す。なお、図 5-2-3-12 (a) ではこれまでに示したものと同一試料 (試料 1) であるが、同図 (b) では同様の条件で成長した異なる試料 (試料 2) の測定結果を示す。低温測定により、L V M の半値幅が減少し RTA によるピークの分裂の様子が室温に比べて明瞭に観測されていることがわかる。ピーク波数は室温よりわずかに増加し、a s - g r o w n 試料で  $470 \text{ cm}^{-1}$ 、RTA を施した試料ではピークは 2 つに分裂し、ピーク位置は  $470 \text{ cm}^{-1}$  および  $490 \text{ cm}^{-1}$  である。また、異なる試料 (RTA) において  $470 \text{ cm}^{-1}$  と  $490 \text{ cm}^{-1}$  のピークの相対強度が異なることから、これら二つのピークは成長条件あるいは RTA の条件により N 原子の回りの微視的な原子配置が異なるものと考えられる。これまでに、赤外吸収測定により同様の結果が得られている。a s - g r o w n 試料では  $470 \text{ cm}^{-1}$  に赤外吸収ピークが観られるが、熱アニールを施すことにより  $489 \text{ cm}^{-1}$  に新たに吸収ピークが現れ、この吸収ピークはアニール温度の増加に伴い強度が増加する。従って、本報告で得られたラマン散乱の結果は赤外吸収の結果と良く対応していると考えられる。 $470 \text{ cm}^{-1}$  の L V M は Ga N A s に関しては A s サイトを置換した N 原子によるものと同定されており、振動周波数の類似性より Ga I n N A s において N 原子の L V M と考えられ、N 原子の最近接に 4 つの Ga が配位した原子配置 ( $\text{NGa}_4$  クラスタ) の振動モードと考えられる。 $490 \text{ cm}^{-1}$  のピークの起源に関しては N 原子の最近接に III 族原子が Ga 3 個 I n 1 個配位した原子配置 ( $\text{NGa}_3\text{In}$  クラスタ) に関連した振動モードと考えられる。Z u n g e r らは、計算により N 原子の最近接に I n が配位すれば格子系の歪エネルギーが低下することから、 $\text{NGa}_3\text{In}$  クラスタは熱平衡下で生成されやすいことを指摘している。熱アニールにより  $490 \text{ cm}^{-1}$  の振動モードの強度が増加したことは、熱アニールにより  $\text{NGa}_3\text{In}$  クラスタが増加したと矛盾しない。

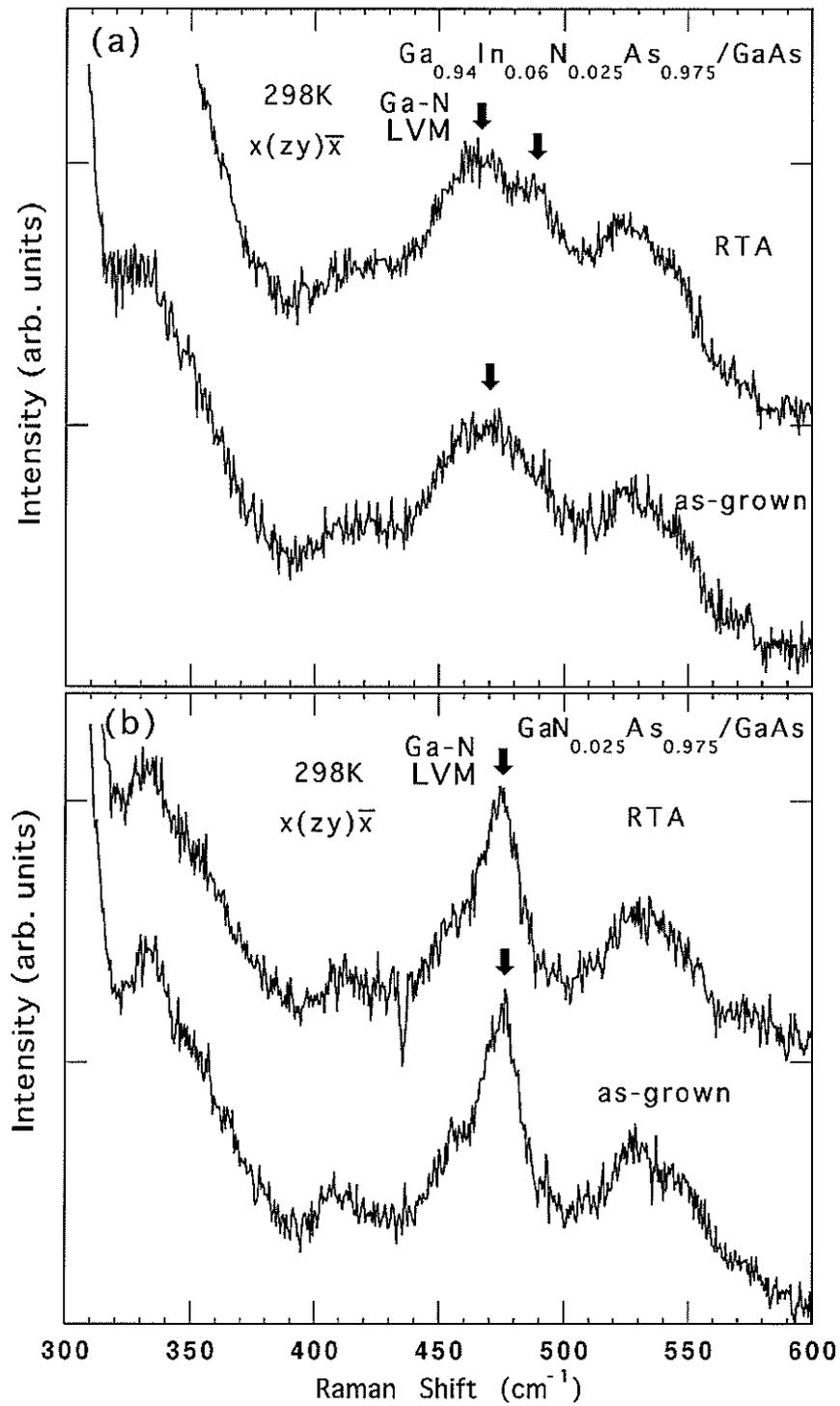


図 5-2-3-11 as-grown および RTA を施した  $\text{GaInNAs}/\text{GaAs}$  (a) および  $\text{GaNAs}/\text{GaAs}$  (b) の局在振動モード付近の波数領域のラマンスペクトル

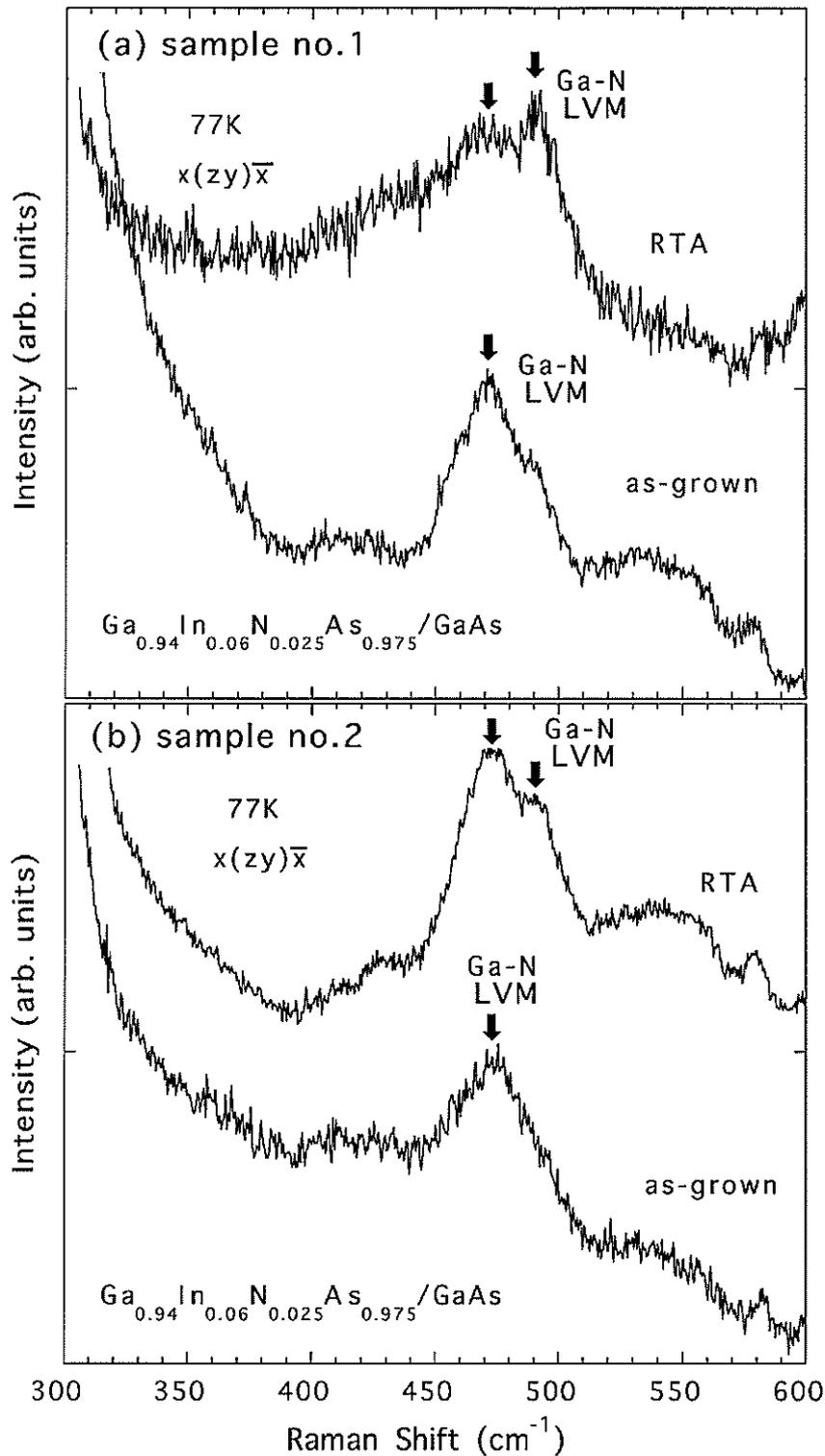


図 5-2-3-12 低温 (77 K) で測定した as-grown および RTA を施した GaInNAs/GaAs の局在振動モード付近の波数領域のラマンスペクトル。

(a) 図 2. 2 で示したものと同一試料 (sample no. 1)、(b) 同様の条件で成長した (a) とは異なる試料 (sample no. 2)。

#### (2-4)．陽電子消滅法によるGaInNAs/GaAsの格子欠陥の評価

熱処理によりGaInNAsの結晶性が向上し発光効率が增加することを先に述べた。この理由として熱処理により非発光中心を形成する格子欠陥が取り除かれたことが考えられる。しかし、非発光中心として働く格子欠陥は同定されていない。

ところで、陽電子消滅法は空孔に対して非常に優れた評価法である。陽電子が半導体に照射されると、価電子と対消滅をおこして511KeVの $\gamma$ 線を放出する。もし、空孔に陽電子がトラップされれば、空孔内は電子密度が小さい為、陽電子が価電子と出会う確率が小さくなり、陽電子の寿命は増加する。また、陽電子消滅同時計測ドップラーブロードニングの測定では、陽電子と対消滅をおこした電子の運動量分布を測定することにより、空孔型欠陥周辺部の電子分布から析出物などの検知を行う実験法である。この方法では対消滅で発生する $\gamma$ 線のドップラーシフトに起因した $\gamma$ 線の線幅の広がり（ドップラーブロードニング）を評価する。一般に空孔に陽電子がトラップされ、そこで対消滅すれば、ドップラーブロードニングは小さくなる。 $\gamma$ 線のエネルギー分布における線幅の広がりよりSパラメータが定義され、定義より線幅が狭いほどSパラメータが大きくなる。従って、一般に空孔濃度が大きければSパラメータが大きくなる。

本報告では、サイクロトロン加速器を用いてプロトンを加速しアルミニウムターゲットにプロトンを照射することにより生じる陽電子を、0～10KVの電圧で加速し試料に照射した。陽電子が消滅することにより生じる511KeVの $\gamma$ 線のエネルギー分布よりSパラメータを求めた。試料には500nm層厚の格子整合系GaInNAs/GaAsを用いRTAによるSパラメータの変化を検討した。比較試料としてGaAsウエハーのSパラメータ測定も行った。

図5-2-3-13はGaAsにおける加速電圧2～10KVにおける陽電子の深さ方向への分布の計算結果を示している。用いたGaInNAsはGaAsと密度がほぼ同等であると考えられるためGaAsの計算結果を目安として利用することができる。低加速電圧では陽電子は表面付近で最大値を持ち分布幅は狭い。加速電圧の増加に伴い、試料のより深い領域に分布するようになり分布幅はより広くなる。従って、500nmの膜厚のGaInNAsエピ層では加速電圧を2～10KVの範囲で増加させることによりGaInNAs表面付近よりGaAs基板界面付近までの欠陥濃度がSパラメータに反映されるものと考えられる。

図5-2-3-14にGaInNAs/GaAsのSパラメータを陽電子エネルギーに対してプロットして示す。2種類（試料1、試料2）のas-grownとRTAを施した試料について測定を行った。また、参照の為にシリコンドープのGaAsウエハーの測定をGaInNAsの測定開始前(1st run)および測定後(last run)に行い、GaInNAsのSパラメータの比較として用いているだけでなく、測定データの再現性の確認を行った。RTA試料のSパラメータはas-grown試料のそれと比較して明らかに小さい。これは、RTAにより陽イオン空孔の濃度（Ga空孔濃度）が減少したことを示している。また、Sパラメータは陽電子エネルギーの増加に伴い増加傾向を示すこ

とから表面付近で空孔濃度が低いこと、RTAにより表面付近で空孔濃度が大きく減少していることがわかる。また、GaInNAsのSパラメータは参照に用いたGaAs:SiウエハーのSパラメータと比較して小さいことがわかる。これはGaInNAsエピ層のGa空孔濃度が、参照GaAs:Siウエハーのそれより低いことを示唆している。以上の結果より、非発光中心の候補としてGa空孔は除外されるものと考えられる。

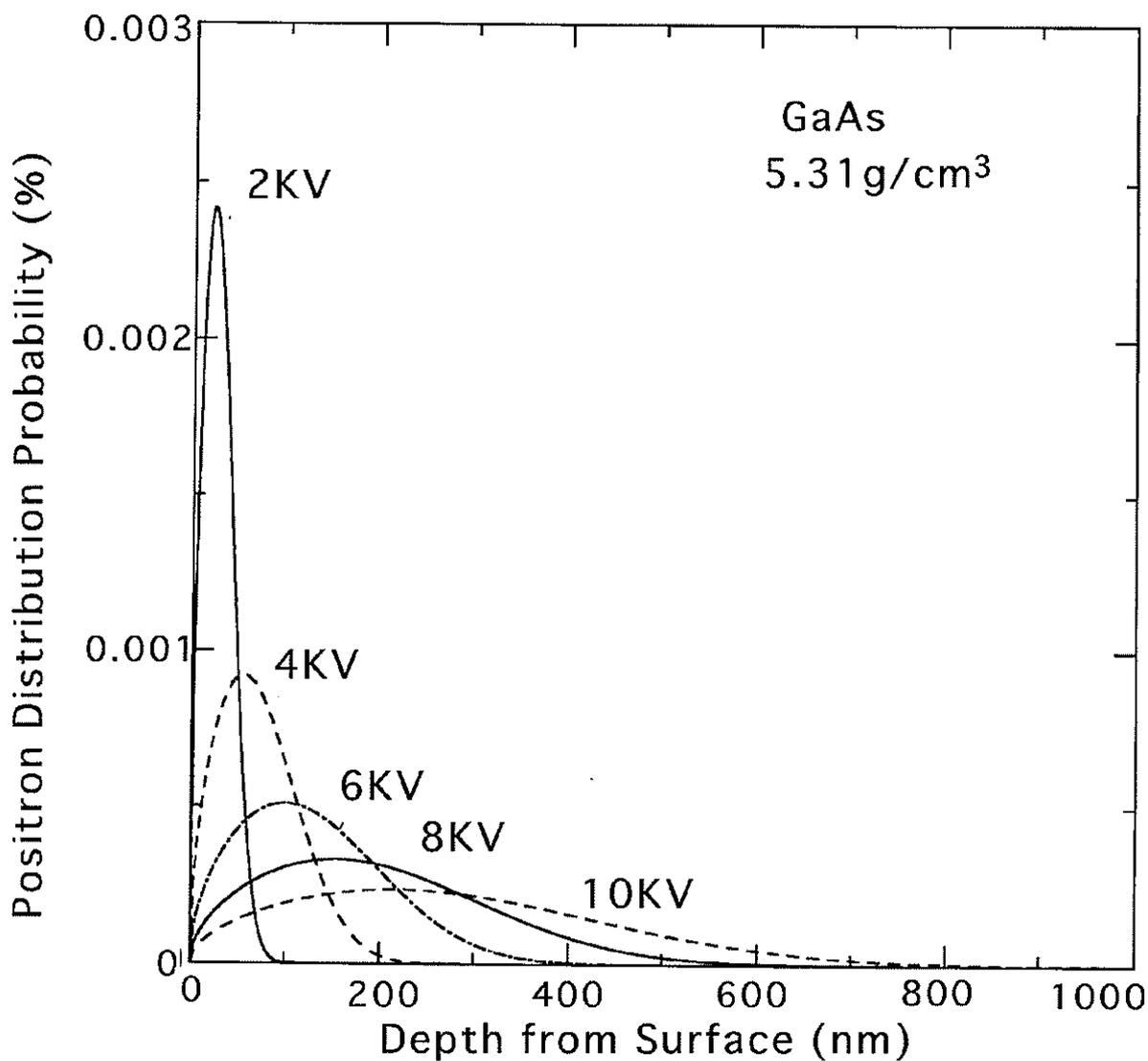


図 5-2-3-13 陽電子の深さ方向への分布 (GaAs の例)

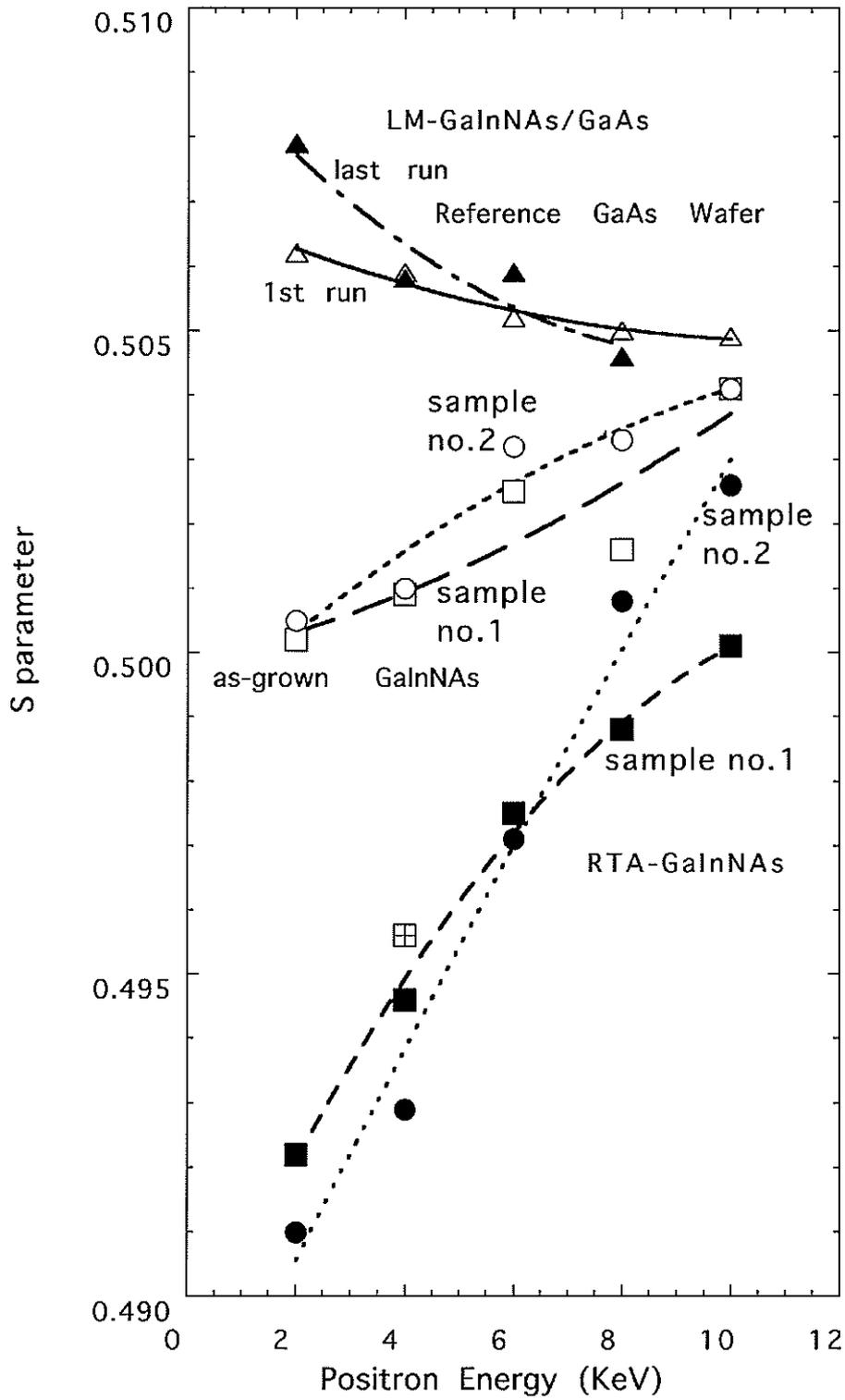


図 5-2-3-14 GaInNAs/GaAsのSパラメータの陽電子エネルギー依存性

### 5-3 総括

公共光通信のメトロ網および Ethernet の次世代送信光源の実現を目的として 40Gbps 超高速光リンク光源の研究開発を行った。平成 15 年度は平成 14 年度に引き続き N を含まない 1.1  $\mu\text{m}$  で発振する GaInAs 層を活性層とする半導体レーザ構造の最適化による高速化の検討と GaInNAs の高品質化を行う結晶性向上の検討を平行して行った。その結果、以下の成果を得ることができた。

- (1) ECR ドライエッチを使用したリッジ形成と端面ミラー形成の検討を行い、共に良好なエッチング表面・側壁の平滑性と垂直性エッチング形状が得られる ECR エッチング条件を見出すことができた。また、プラズマ発光分光による終点検出法により、リッジ形成におけるエッチング深さ制御性良く、目標深さに対して、約 $\pm 35\text{nm}$ の範囲でエッチング停止できることを確認した。
- (2) 1.1  $\mu\text{m}$  帯 GaInAs レーザにおいて量子井戸活性層の最適化、多重量子井戸層化、p 型変調ドーピング構造導入により緩和振動周波数を単一量子井戸層の約 2 倍に向上させることができた。さらに 40Gbps 動作にて消光比約 5dB の良好なアイ開口を得ることができた。
- (3) [再委託研究] 1.2  $\mu\text{m}$  帯面発光レーザにおいて 75 $^{\circ}\text{C}$ 、10 Gbps 動作を実現した。さらに、多波長化のためのアレイ集積化の検討、及び外部複合共振器構造による高速化の検討を行った。
- (4) (2) のレーザ実現のための GaInAs 量子井戸活性層の結晶最適化の検討を行い、良好なフォトルミネッセンス強度が得られる温度を得ることができた。さらに、活性化率が低い AlGaAs 層のドーピング最適化を結晶の観点から検討した。
- (5) GaInNAs の結晶性が劣化するのは酸素及びアルミニウムであることを明らかにした。さらに、これらの元素を排除した結晶成長装置を開発し、従来より約 10 倍の強度で発光する良好な単一量子井戸層を実現した。さらに、高速化に必須な 3 重量子井戸層による 1.3  $\mu\text{m}$  発光を実現した。
- (6) [再委託研究] アニールによって結晶内部の微細構造が変わることを明らかにし、これが発光特性の改善に大きく関与することがわかった。

特に (2)、(5) は共に中間目標を 1 年前倒しで実現することができた。

今後、平成16年度以降は上記の成果と平成15年度に行われた中間評価ヒアリングの結果を踏まえて従来の計画を以下の方針に修正する。

- (1) 超高速直接変調レーザの光ファイバー伝送の検討を含めた実用的な研究内容とする。
- (2) 従来の最終目標を1年繰り上げ平成16年度に1.3 $\mu$ m帯での世界最高速となる40Gbp リンク光源実現を目指す。
- (3) 最終目標は1.3 $\mu$ m帯超高速直接変調レーザにおける40Gps リンク光源の光ファイバー伝送の実現とする。

尚、引き続き次世代超高速リンクの規格化に影響を与える面発光レーザの高速化に関する基礎検討を「超高速面発光レーザに関する基礎検討」は東京工業大学 小山研究室に再委託する。さらに、GaInNAs 量子井戸層のさらなる結晶性改善を目的に「GaInNAs の結晶評価」の一部は、愛媛大学 白方研究室に再委託する。

## 参考資料、参考文献

- [1] M. Shirai, H. Arimoto, K. Watanabe, A. Taike, K. Shinoda, J. Shimizu, H. Sato T. Ido, T. Tsuchiya, M. Aoki, S. Tsuji, N. Sasada, S. Tada, and M. Okayasu, "40 Gbit/s electroabsorption modulators with impedance-controlled electrodes," *Electronics Letters*, Vol. 39, No. 9, pp. 733-735, 2003.
- [2] S. Akiyama, S. Hirose, T. Watanabe, M. Ueda, S. Sekiguchi, N. Morii, T. Yamamoto, A. Kuramata, and H. Soda, "Novel InP-based Mach-Zehnder modulator for 40 Gb/s integrated lightwave source," *Technical Dig., IEEE 18th International Semiconductor Laser Conference*, pp. 57-58, 2002.
- [3] M. Shishikura, K. Nagatsuma, M. Tokuda, H. Ichikawa, T. Ido, M. Takahashi, T. Nagara, K. Nakahara, E. Nomoto, Y. Matsuoka, K. Ishikawa, M. Ito, H. Chiba, Y. Ito, H. Takahashi, R. Takeyari, and H. Sano, "4-channel X 10-Gbit/s parallel optical transmitter and receiver modules for high-capacity very short reach application," *Technical Dig., 28<sup>th</sup> European Conference and Optical Communication*, 5.4.2, 2002.
- [4] K. Sato, S. Kuwahara, and Y. Miyamoto, "Direct modulation of a distributed feedback laser for 40-Gbit/s very-short-reach optical links," *Technical Dig., OFC 2002, ThF2*, pp. 416-417, (2002).
- [5] O. Kjebon, M. N. Akram, and R. Schatz, "40 Gb/s transmission experiment using directly modulated 1.55- $\mu$ m DBR lasers," *IEEE IPRM 2003, FA1.2*, pp. 495-498, 2003.
- [6] K. Uomi, T. Tsuchiya, H. Nakano, M. Aoki, M. Suzuki, and N. Chinone, "High-speed and ultralow-chirp 1.55  $\mu$ m multiquantum well  $\lambda/4$ -shifted DFB lasers," *IEEE J. of Quantum Electorn.*, QE-27, pp. 1705-1713, 1991.
- [7] S. Seki, T. Yamanaka, W. Lui, Y. Yoshikuni, and K. Yokoyama, "Theoretical analysis of pure effects of strain and quantum confinement on differential gain in InGaAsP/InP strained-layer quantum-well lasers," *IEEE J. of Quantum Electorn.*, QE-30, pp. 500-509, 1994.
- [8] K. Uomi, "Modulation-doped multi-quantum well (MD-MQW) lasers I. Theory," *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 29, no. 1, pp. 81-87, 1990.
- [9] M. Kudo and T. Mishima: "Improved photoluminescence properties of highly strained InGaAs/GaAs quantum wells grown by molecular-beam epitaxy," *J. of Appl. Phys.*, Vol. 78, (3), pp. 1685-1688, 1995.

## 添付資料

### 1. 研究発表、講演、文献一覧

#### 研究論文（査読有）

1. 学術誌 Japanese Journal of Applied Physics に「Amplified spontaneous emission measurement of GaInNAs laser wafers with and without rapid thermal annealing」を寄稿。vol. 42 (2003), p p. L1012-1014 に掲載済。
2. 学術誌 Japanese Journal of Applied Physics に「Investigation of the Electron Non-radiative Transition in extremely thin GaInNAs/GaAs Single Quantum Well by Using a Piezoelectric Photothermal Spectroscopy」を寄稿し掲載可となった。
3. 学術誌 Journal of Physics: Condensed Matter へ「Annealing in GaInNAs system」を寄稿し掲載可となった。（招待論文）

#### 外国発表（査読有）

1. The 22nd Electronic Materials Symposium（滋賀、2003年7月2日）にて「Photoluminescence and Photoreflectance of GaInNAs Layer Lattice-Matched to GaAs」を発表。
2. The 30th International Symposium on Compound Semiconductors (San Diego, 2003年8月25日)にて「Electron effective mass of Ga<sub>0.7</sub>In<sub>0.3</sub>N<sub>x</sub>As<sub>1-x</sub>」を発表。
3. The 11th IEEE International Symposium on Electron Devices for Microwave and Optoelectronic Applications (Florida, 2003年11月17日)にて「Investigation of the Electron Non-radiative Transition in GaInNAs/GaAs Single Quantum Well Structures by Using a Piezoelectric Photothermal Spectroscopy」を発表。
4. 2003 International Semiconductor Device Research Symposium (Washington, DC, 2003年12月10日)にて「Temperature Variation of Nonradiative Electron Transitions in GaInNAs/GaAs SQW Investigated by a Piezoelectric Photothermal Spectroscopy」を発表。
5. Pre-Conference of IEEE International Semiconductor Laser Conference 2004（神戸、2003年12月19日）にて「GaInNAs lasers -Current status and issues of GaInNAs lasers-」を発表。（招待公演）
6. SPIE's Optoelectronics 2004 International Symposium (San Jose, 2004年1月26日)にて「High-Speed GaInNAs Laser Diodes」を発表。（招待公演）
7. E-MRS 2004 Spring Meeting (Strasbourg, 2004年5月24日)にて、「Temperature and Thickness Dependences of Electron Non-radiative Transitions in GaInNAs/GaAs SQW Investigated by a Piezoelectric Photothermal Spectroscopy」を発表予定。
8. The 13th International Conference on Molecular Beam Epitaxy (Edinburgh, 2004年8月24日)にて「Residual impurities in MBE-grown GaInNAs laser diodes」を発表予定。
9. The 14th International Conference on Ternary and Multinary Compounds (Denver,

2004年9月27日)にて、「Raman Studies of Lattice and Local Vibration modes of GaInNAs Prepared by Molecular Beam Epitaxy」を発表予定。

#### 収録論文(英文寄稿、査読有)

1. Proceedings of The 11th IEEE International Symposium on Electron Devices for Microwave and Optoelectronic Applications に「Investigation of the Electron Non-radiative Transition in GaInNAs/GaAs Single Quantum Well Structures by Using a Piezoelectric Photothermal Spectroscopy」を寄稿し掲載可となった。
2. Proceedings of The 30th International Symposium on Compound Semiconductors に「Electron effective mass of  $\text{Ga}_{0.7}\text{In}_{0.3}\text{N}_x\text{As}_{1-x}$ 」を寄稿し掲載可となった。
3. SPIE's Proceedings に「High-Speed GaInNAs Laser Diodes」を寄稿し掲載可となった。

#### 一般口頭発表

1. 電気学会 第10回パワー半導体レーザ応用技術調査委員会(東京、2003年6月13日)にて「GaInNAs系半導体レーザの最近の進展」を発表。
2. 2003年秋季第64回応用物理学会学術講演会(福岡、2003年8月30日)にて「GaInNAs/GaAsのラマンスペクトル」を発表。
3. 電子情報通信学会 2003光エレクトロニクス/レーザ・量子エレクトロニクス研究会(神戸、2003年12月18日)にて「1.1  $\mu\text{m}$ 帯 GaInAs 変調ドープ MQW レーザの 40Gb/s 直接変調動作」を発表。
4. 2004年春季第51回応用物理学会学術講演会(東京、2004年3月30日)にて「GaInNAs/GaAsのフォトルミネッセンスとフォトリフレクタンス(VI)」を発表。