

値が15.7までの大幅な増加を確認した。このPEB条件を用い、高加速電圧(50kV)、微小ビーム径(6nmφ)、微小ビーム電流(2pA)での描画により、GaAs基板上において0.12μm周期の回折格子をレジスト膜厚50nmにて形成した。

4) GaAs系DFB/DBRレーザ等に要求される描画条件0.2μm周期回折格子について、塩素ガス系反応性イオンエッチング(RIE)によるGaAs基板への転写を確認した。また、プラズマ耐性ポジ型レジスト(ZEP520)についても0.2μm周期程度の回折格子を形成し、同様なRIEによる転写も確認した。

#### 参考文献

- 1) H. Kogelnik and C. V. Shank: J. Appl. Phys. **43** (1972) 2327.
- 2) R. C. Alferness and L. L. Buhl: Appl. Phys. Lett. **39** (1981) 131.
- 3) S. Ura, H. Sunagawa, T. Suhara and H. Nishihara: J. Lightwave Technol. **6** (1988) 1028.
- 4) K. Sekartedjo, N. Eda, K. Furuya, Y. Suematsu and F. Koyama: Electron. Lett. **20** (1984) 80.
- 5) M. Issacson: J. Vac. Sci. Technol. **19** (1981) 1117.
- 6) M. Fujita: IEEE J. Solid State Circuits **SC-23** (1988) 514.
- 7) D. F. Kyser and R. Pyle: IBM J. Res. Develop. **24** (1980) 246.
- 8) K. Murata, D. F. Kyser and H. Ting: J. Appl. Phys. **52** (1981) 4396.
- 9) R. E. Jewett, P. I. Hagonel, A. R. Neureuther and T. Van Duzer: Polymer Eng. Sci. **17** (1977) 381.
- 10) S. A. Rishton and D. P. Kern: J. Vac. Sci. Technol. B **5** (1987) 135.
- 11) S. J. Wind, M. G. Rosenfield, G. Pepper, W. W. Molzen and P. D. Gerber: J. Vac. Sci. Technol. B **7** (1989) 1507.
- 12) M. P. deGrandpre, K. Graziano, S. D. Thompson, Hua-yu Liu and L. Blum: Proc. SPIE **923** (1988) 158.
- 13) S. A. MacDonald: Proc. SPIE **1446** (1992) 2.
- 14) 木原尚子, 後河内 透, 斉藤 聡, 城内貴士, 中瀬 誠: 第54回応用物理学学術講演会 講演予稿集 27a-SHF-11 (1993) .
- 15) W. Hinsberg: J. Photopolymer Sci. Technol. **6** (1993) 535.
- 16) 斎木 篤, 小塩良次, 鈴木道夫, 田中昭明, 糸賀俊敏, 山中良子: 第54回応用物理学学術講演会 講演予稿集 27a-SHF-9 (1993) .
- 17) T. Nishida, M. Notomi, R. Iga and T. Tamamura: Jpn. J. Appl. Phys. **31** (1992) 4508.

## 第5章 GaAsへの簡易型不純物ドーピングと その応用に関する研究

### 5.1 はじめに

GaAsへの不純物ドーピング技術は、レーザ等光デバイスのp型コンタクト層の形成をはじめとして、AlGaAs/GaAs系ヘテロバイポーラトランジスタ(HBT)のベースコンタクト形成などの超高速電子デバイス開発<sup>1)</sup>まで様々な応用が考えられている。これらの応用においては、均一性の高い1μm以下の浅い高濃度拡散層の形成が重要となる。一方では、コンタクト領域形成のため以外に、この拡散技術をデバイス形成に積極的に取り入れる試み<sup>2)</sup>も考えられ、この場合は高精度に拡散プロファイルを制御することが要求される。Si基板の場合と異なり、GaAsの構成V族元素であるAsは蒸気圧が高く、850℃における解離圧を比較するとGaが $1 \times 10^{-4}$ Torr、Asが $1.5 \times 10^{-3}$ Torrであり<sup>3)</sup>約一桁異なっている。従って、As脱離を抑制する不純物ドーピング法が必要となり、広く適用されている手法として閉管式拡散法<sup>4)</sup>があげられる。しかしながらこの場合、拡散再現性を得るためにAs圧力の精密制御の必要性などプロセスは複雑になるとともに、大口径ウエハに対応できないなどといった問題もあり、本質的に量産には不適といえる。この点を克服する手段として、簡便な開管式拡散法があり、次の2つの方法が提案されている。第一が上述の表層からのAsの分解を抑制するために、強制的にAsH<sub>3</sub>ガスを拡散時に導入する方法<sup>5)</sup>である。この方法は、その材料ガスの危険性に加え排ガス処理設備の必要性を伴い、結果的に経済的なプロセスとはいえない。第二が本研究で採用する表層をSiO<sub>2</sub>、SiN等で保護しAs分解を抑制する、いわゆるcap-anneal法<sup>6)</sup>である。この場合、キャップ膜の膜質及び膜付着時のGaAs表面状態に起因して、拡散時にGaAs表面近傍で界面反応が起こり、GaAs中にGa、Asの空孔が形成される<sup>7)</sup>可能性がある。また、本質的にAs圧力を定量できないことがあるものの、Si基板への不純物ドーピングと同様に、簡便かつ安全に制御よく拡散層形成が達成できることも事実である。不純物ドーピングにおけるブリデポジション工程としてはイオン注入法<sup>8)</sup>も多用されている。この方法は極めて高精度なドーピング制御が可能であるが、装置の保守も含めると決して簡便なプロセスとはいえない。また、所望の拡散深さ及び層抵抗を得るために、注入後にドライブイン拡散工程が必要とされる。

本章では、光集積デバイス作製において必要な「不純物ドーピング技術」に関し、スピノコート法で形成したシリカ(SiO<sub>2</sub>)薄膜を用いた、極めて簡便なブリデポジション/ドライブイン一体型の開管式拡散法を提案する。これまで同系素材を用いたドーピングについていくつかの報告<sup>10)</sup>があるが、混入化合物構造、組成その他は不明瞭である。さらには、同一のシリカ薄膜を用いてp型、n型ドーピングに関して系統的に詳細に比較した研究例は皆無であるため、ここでは様々な視点からその有用性を検討した結果について述べる。具体的にはp型不純物としては亜鉛(Zn)、n型不純物には錫(Sn)を適用し、始めに両者のキャリア濃度プロファイルからその基礎的ドーピング特性を把握し、次にその拡散メカニズムを検討する。さらに拡散表面状態の観察、及び拡散層の電気的特性評価、発光デバイスへの適用性についても言及し、III-V族化合物半導体への不純物ドーピング手法として本方法の有用性を考察した結果について述べる。さらに5.3節においては、このシリカ薄膜を適用した多重量子井戸の無秩序化に関する検討をも加える。

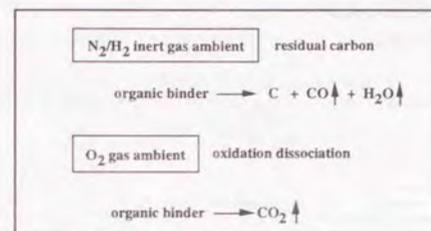
## 5.2 シリカ拡散剤による、p型、n型不純物ドーピング技術

### 5.2.1 シリカ拡散剤と実験指針

本節では、市販の「シリカ拡散剤：Silica-Diffusion-Source (SDS)」について説明し、さらに実際の実験方法について述べる。本研究の不純物ドーピングにおいて使用するSDSは、ドーピングする不純物を含む化合物をシラノールのアルコール系溶液に溶解したものであり、即ち、フィルム形成体(SiO<sub>2</sub>)、溶媒(エタノール等)及び不純物を含む化合物で構成される。拡散ドーパントとしてはp型には亜鉛(Zn)、n型には錫(Sn)を適用する。Si-LSIで多用される拡散不純物であるボロン(B)、リン(P)等と異なり、本質的にこれらはSiO<sub>2</sub>の「network former」とならないため、溶媒に可溶性化合物の形で合成される。具体的にはZnに関しては酢酸化合物、Snに関してはアセチルアセトン系錯塩とすることで溶解させている。その他、5.3節で適用するGa-SDSの場合は硝酸化合物を利用している。SDSは1.0から2.0cp程度の低粘性の液体であり、後述するように、ドーパント化合物構造及び脱水縮合率を新たに最適化したものを使用した。

次に、プロセスの一連の流れにおける「化学反応モデル」をFig.5.1に示す。本研究において使用した基板は、デバイス作製時以外ノンドープ(100)-GaAsである。不純物を含んだシリカ薄膜(Doped-Silica-Film: DSF)は、一般的なスピノコート法により洗浄した基板上に成膜される。成膜前に保護膜として600Å程度のSiO<sub>2</sub>をスパッタリング法により形成し、高温拡散後のDSFの緩衝フッ酸(BHF)による薄膜除去を容易にさせる。スピノコートは6000rpm、30sの条件で行なわれ、その後、高い拡散再現性を得るため酸素雰囲気中で500℃、30minのキュアを行ない、薄膜を完全に無機化した。無機化の状態は、フーリエ変換赤外吸収

スペクトル (FTIR) 及び示差熱分析 (DTA) 法により確認した。Fig.5.2のFTIR測定結果から明らかのように、1100cm<sup>-1</sup>近傍のSi-ORの吸収に関するピークは500℃程度の熱処理により消失し、無機化が達成されたことを示している。また、Fig.5.3のDTA結果からは酸素の効果が良いと理解できる。つまり、下記の化学式に



示すように、酸素中では300℃近傍で酸化反応によるCO<sub>2</sub>脱離が進行し、sharpなピークが見られるが、不活性ガス雰囲気においては300℃近傍から様々な化合物を形成し脱離が行われ、SiORは徐々にSiOHに還元するためbroadなピークを与えることになる。また、この場合、膜中の炭素(C)の残存も懸念される。選択拡散を行なう場合は、Fig.5.4に示すようにDSFをポジ型レジストを用いて所望のパターニング後BHFでエッチングし、GaAsの解離を抑制するため、基板表裏面をスパッタリング等により厚さ0.3μm以上のSiO<sub>2</sub>薄膜で保護することで処理される。また、一部のサンプルについては、拡散前に形成したDSFの状態をX線光電子分光法(XPS)により解析した。拡散は一般的な開管式石英電気炉を用いて行ない(Fig.5.5)、キャリアガスとしては高純度Arガスを使用した。拡散温度は750から1050℃であり、室温から10℃/minの速度で昇温させた。実験に際しては、昇温特性を明確に把握し、炉温のオーバーシュートを設定温度の±3%以内に抑制するとともに、電気炉の3点バイアス値を正確に設定し、さらに電気炉を2重管とすることで均熱長を15cm程度まで拡大した。これは基礎実験並びにデバイス開発時のサンプル(15mm□程度)には十分の長さといえる。また、本研究における表裏両面の保護膜として、スパッタリング法、若しくはプラズマCVD法によるSiO<sub>2</sub>薄膜を用いている。これまでに報告されている保護膜としてはTable5.1に示すようなもの

Table 5.1. Comparison of the protective film for diffusion in GaAs.

Material	Linear expansion rate (%)	Comment
GaAs	0.50	
AlN	0.36~0.43	<ul style="list-style-type: none"> <li>○ Thermal stress to GaAs: low</li> <li>● Treatment: difficult</li> <li>● Application to device process: unsuitable</li> </ul>
SiO <sub>2</sub>	0.03~0.05	<ul style="list-style-type: none"> <li>○ Conventional</li> <li>○ Easy formation and treatment</li> <li>● Thermal stress to GaAs: high</li> <li>● Ga accumulation near the interface of SiO<sub>2</sub>/GaAs</li> <li>● Residual Ga vacancy</li> <li>● Formation of Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (out diffusion from GaAs substrate)</li> </ul>
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	0.21~0.27	<ul style="list-style-type: none"> <li>○ Conventional</li> <li>● Thermal stress to GaAs: high</li> </ul>

○: merit    ●: demerit

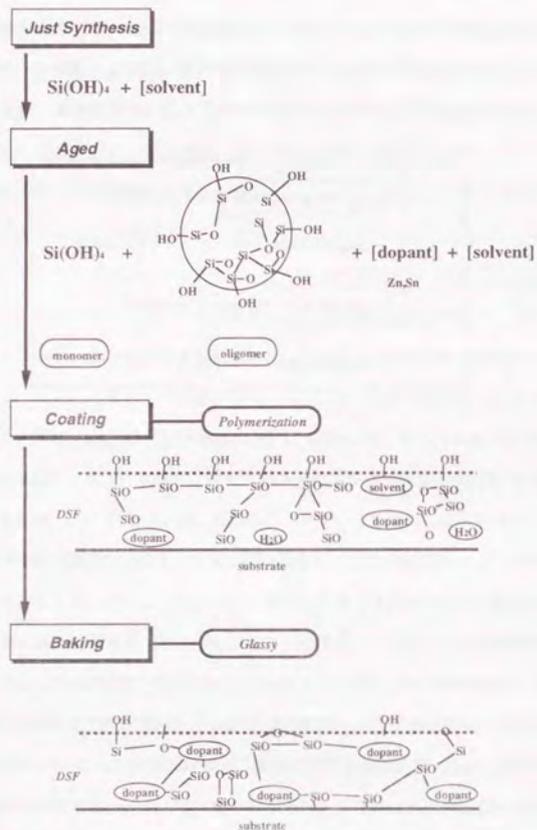


Fig.5.1. Chemical reaction model of doped silica film (DSF).

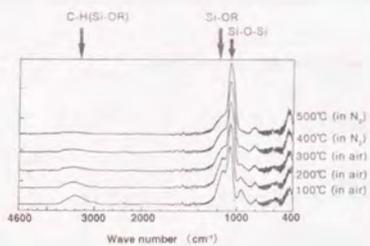


Fig.5.2. FTIR measurement results of doped silica films.

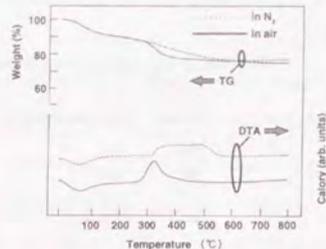


Fig.5.3. Differential thermal analysis (DTA) and thermogravimetry (TG) measurement results of doped silica films.

が報告されているが、いずれも一長一短がある。同表の線膨張率とは室温20℃から代表的な拡散温度827℃までの温度差に対する増分を示すものである。特徴も同表に示すとおりであり、 $\text{SiO}_2$ と $\text{Si}_3\text{N}_4$ 両者の欠点を補う試みとして $\text{SiO}_2\text{N}_x$ 膜の適用も報告<sup>12)</sup>されているが、ここでは基板との密着性を含む成膜性に優れ、加工面でも簡便な $\text{SiO}_2$ 膜を適用することとした。不純物ドーピングについての評価は、1) 深さ方向のキャリア濃度プロファイル及びSIMSとの比較による活性化率の評価、2) 表面状態の観察、3) 各種デバイス作製による電気的特性評価、4) 急速アニール法の適用と横方向注入型半導体レーザの試作、とした。

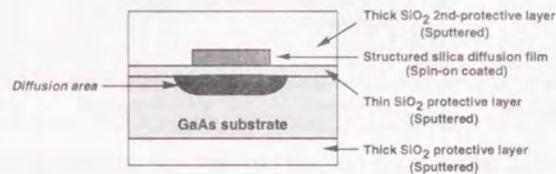


Fig.5.4. Cross-sectional shape of the structured diffused sample.

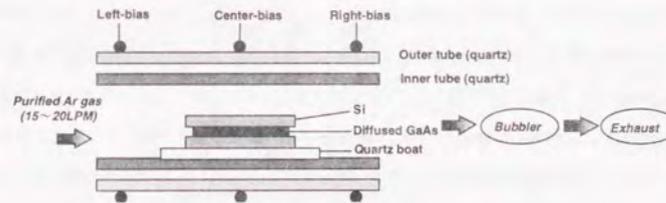


Fig.5.5. Schematic drawing of the furnace.

5.2.2 基礎的な拡散条件の決定

5.2.2.1 シリカ薄膜の解析

Fig.5.6には $\text{Zn}$ の $2p_{3/2}$ 、 $\text{Sn}$ の $3d$ の深さ方向のXPSスペクトルを示す。サンプルはいずれもSDS溶液中の不純物化合物濃度2.0wt.%のものであり、500℃キュア後の結果である。 $\text{Sn}$ はDSF内部にのみ局在しているが、 $\text{Zn}$ はこの時点においても、DSF上下の保護層へ僅かながら拡散していることがわかる。また、 $\text{Sn}$ の場合、

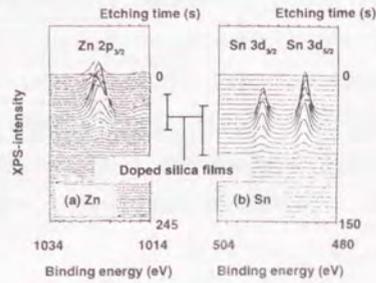


Fig.5.6. XPS spectra of Zn and Sn at various sputtering time.

SDS中の濃度1.0wt.%, 2.0wt.%は各々, DSF中では6at.%, 14at.%と定量化された。このように測定誤差も考慮すると, SDS中とDSF中の不純物濃度とは, ほぼ比例関係にあることも明らかである。Fig.5.7に示すように別のXPS解析からは, 表層のプロテクト $\text{SiO}_2$ を施さない場合, GaAs/DSF界面に主として $\text{Ga}_2\text{O}_3$ ,  $\text{As}_2\text{O}_3$ からなる酸化物の形成が検出されており<sup>(1)</sup>, これが拡散再現性の低下及び拡散後の表面状態の劣化に寄与しているもの<sup>(2)</sup>と推察される。また, この種の拡散材で問題となるのはコート後のstriaion形成である。特に, Sn-DSFにおいては有機錯塩を使用しているため, コート時の乾燥が時間的に遅く, striaion形成がより顕著になる傾向を有する。このstriaion形成のメカニズムについては, フォトレジストコート時に見られるそれと同様に考察できる。そのモデルをFig.5.8に示す。基本的に, striaionは溶剤の蒸発過程でコート膜に生ずる「Benard cell」が遠心力で半径方向に引き延ばされたものである。液膜表面で急激な溶剤の蒸発が起こると, その部分は局所的に厚膜化し同時に蒸発潜熱により温度が低下する。これらにより部分的に比重が増加し, そこから下降流が誘起される。また, 温度低下により起こる表面張力の増加は局所的な表面流を誘起する。いずれも自然対流を発生させる要因となり, 一旦発生すると溶剤蒸発はさらに局所的となり対流が加速される。最終的に, 溶剤の蒸発点は局所化/厚膜化する。これが互いに連結しセル構造に発達したものが「Benard cell」である。最適化されていないSDSを用いたコート時の光学顕微鏡観察例をFig.5.9に示す。ウェハ中心部にはBenard cell, 端部にはstriaionが観察される。最も端部のstriaionの抑制法としては, 自然対流の発生しやすさであるRayleigh数, Marangoni数という無次元数の最適化が考えられるが, 簡便には溶剤として高沸点溶剤(ジエチルエーテルなど)を用いることがあげられる。本研究においては一般的な低沸点溶剤であるエチルアルコールを用いているが, 溶剤の延命化をも考慮して実験を重ね, 脱水縮合率をZn SDSで3.8%, Sn SDSで3.5%に新たに設定することで, striaionを大幅に抑制する効果を見出した。

<sup>(1)</sup> 化学的に極めて安定な $\text{GaAsO}_3$ の形成も考えられる。

<sup>(2)</sup> GaAs表面に金属シリサイド(Zn, Sn)の形成の可能性もありうる。

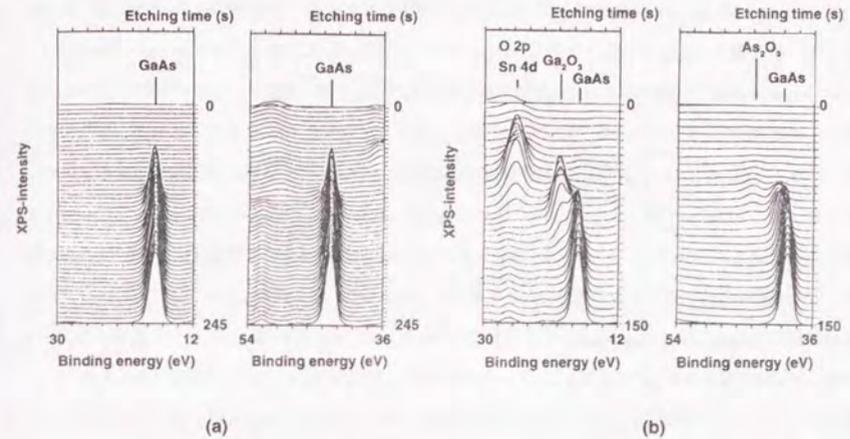


Fig.5.7. XPS spectra of Sn DSF at various sputtering time. (a) with protective  $\text{SiO}_2$ , (b) without protective  $\text{SiO}_2$ .

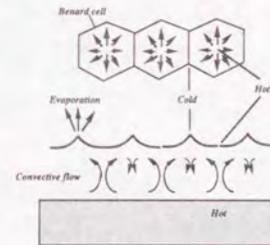


Fig. 5.8. Mechanism of the Benard cell formation.

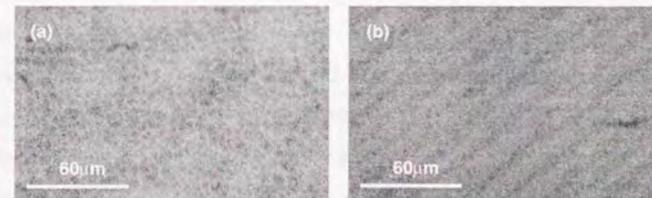


Fig.5.9. Microscopic images. (a) Benard cell on the wafer center, (b) striaion on the wafer edge.

## 5.2.2.2 キャリア濃度プロファイルと活性化率評価

キャリア濃度プロファイル測定は一般的なC-V法 (BIORAD社製システムPN4300) で行った。Fig.5.10は800°C, 30minでZn拡散を行なったサンプルのキャリア濃度分布であり, SDS溶液中のZn化合物濃度依存性を示す。表面濃度Csは1.0wt.%以上で $2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ である。又, Fig.5.11には2.0wt.%(a), 1.0wt.%(b), 0.1wt.%(c)の各Zn化合物濃度における拡散温度依存性を示す。(c)の場合を除き, Csはいずれも $2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ であり, ほぼ固溶限に相当するものと考えられ, また, 深さ方向途中に「kink」を有する特徴的な形状を示している。同様に, Fig.5.12はSnのキャリア濃度分布に関し, SDS溶液中のSn化合物濃度依存性を示すものである。拡散条件は900°C, 120minであり, Csは1.0wt.%から2.0wt.%までは $2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ , 0.1wt.%においては $7 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ である。2.0wt.%(a), 1.0wt.%(b), 0.1wt.%(c)の各Sn化合物濃度での拡散温度依存性をFig.5.13に示す。Znの場合と同様に拡散温度の低下に伴い拡散深さは減少していき, 両者ともサブミクロンオーダーの拡散層制御が可能である。Snの場合, その分布はいわゆる「steplike」であり, Znに比して拡散フロントの制御は比較的容易と考えられるとともに, Cs $\sim 10^{19} \text{cm}^{-3}$ 程度, 拡散深さ $x_j < 0.5 \mu\text{m}$ の急峻でshallowなキャリア濃度プロファイルが容易に得られる点でも特徴的である。Snにおいては, Table5.2から明らかなように大きなイオン化半径を有するため拡散ポテンシャルが高く, 高い拡散温度が要求される。

Table 5.2. Element characteristics.

	Sn	Zn	Ga	As
Atomic No.	50	30	31	33
Mass	118.69	65.38	69.72	74.9216
Atomic radius (Å)	1.58	1.37	1.35	1.25
Ionic radius (Å)	0.93(2+) 0.71(4+)	0.71(2+)	0.59(3+)	0.55(3+) 0.44(5+)

次に, 2次イオン質量分析 (SIMS) を用いて, 活性化率評価及び他の不純物分析を行なう。本SIMS測定における1次イオン, 検出イオン並びに測定限界値をTable5.3に示す。また, Fig.5.14にSIMS測定結果とキャリア濃度測定結果を比較して示す。Zn, Sn両者ともほぼ同等のプロファイルを示しており, 活性化率 $\eta$ はほぼ1と考えられる。又, 同図にはSiのSIMS分布も示してある。周知のように, IV族であるSiはこの系ではn型ドーパントとして多用されており, 一方では $\text{SiO}_2/\text{GaAs}$ 系の拡散ではGa空孔を通じてSiの異常拡散の発生の報告<sup>13)</sup>もあり, DSFを拡散源とする本手法においてはその挙動を明確に把握しておく必要がある。表層から0.3 $\mu\text{m}$ 程度まで検出されているSiは, SIMS測定における表面汚染, サンプルのスパッタエッチング条件等に起因する「transition region」であり, Siのドーピングに関する本質的なものではない。一方, 0.3 $\mu\text{m}$ 以上においては, ほぼ一定濃度 $\sim 10^{15} \text{cm}^{-3}$ を示している。これは本測定における,  $^{29}\text{Si}$  2次イオンの検出限界濃度に相当し, Siはドーピング不純物でないものと結論される。 $\text{SiO}_2/\text{GaAs}$ 系において, Siを不純物として利用する試み<sup>14)15)</sup>もなされているが, この場合に必要とされるシリカ薄膜は $\text{SiO}_2$  (屈折率at 633nm: 1.6以上), すなわちSi過剰

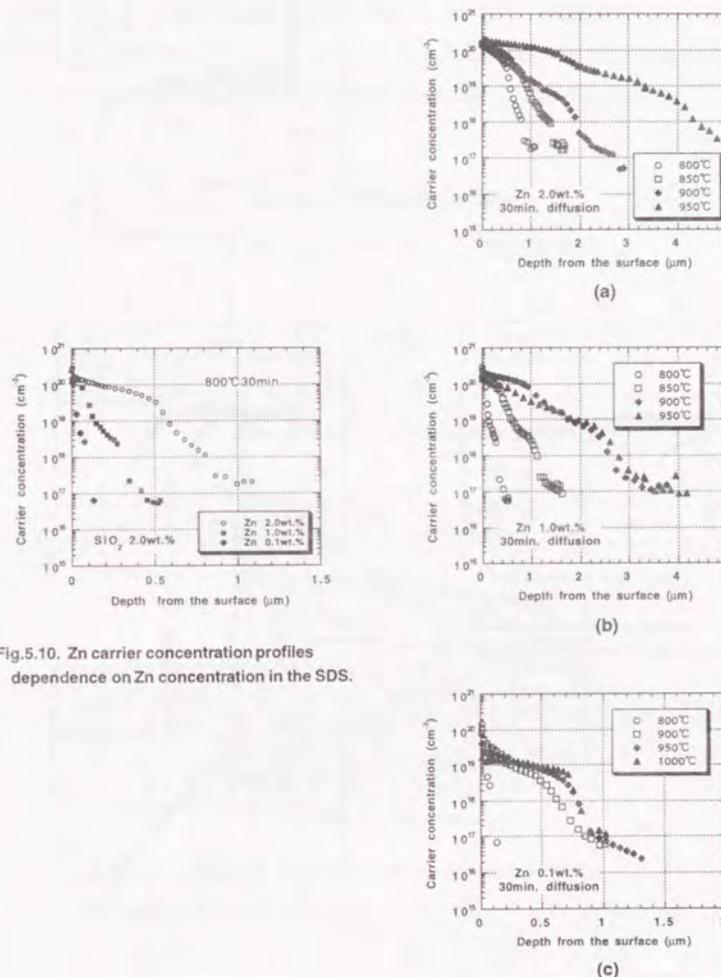


Fig.5.10. Zn carrier concentration profiles dependence on Zn concentration in the SDS.

Fig.5.11. Zn carrier concentration profiles dependence on diffusion temperature.  $\text{SiO}_2$ , 2.0wt.%. (a) Zn 2.0wt.%, (b) Zn 1.0wt.%, (c) Zn 0.1wt.%.

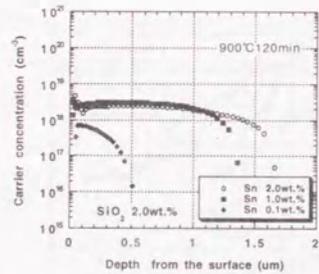
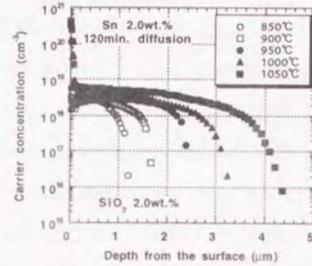
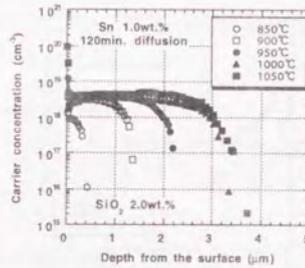


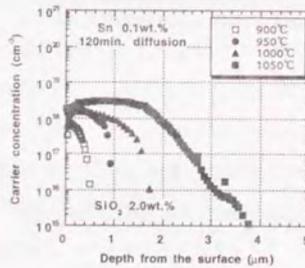
Fig.5.12. Sn carrier concentration profiles dependence on Sn concentration in the SDS.



(a)



(b)



(c)

Fig.5.13. Sn carrier concentration profiles dependence on diffusion temperature. SiO<sub>2</sub> 2.0wt.%. (a) Sn 2.0wt.%, (b) Sn 1.0wt.%, (c) Sn 0.1wt.%.

であることが求められる(ここで適用しているDSF/SiO<sub>2</sub>系は1.46程度である)。また、同拡散法においては保護膜として最表層にSiN薄膜を設け、Ga、Asの外部拡散防止を行うことも「key」となっている。さて、拡散後の表層のDSF/SiO<sub>2</sub>についてはBHFにより完全に除去可能であることがFig.5.7と同様のXPS解析により確認した。さらに、Fig.5.14には炭素(C)、酸素(O)に関するSIMS結果も合わせて示す。周知のように、Cはアクセプタとして寄与しn型活性化を補償する恐れがあり、Oは非発光中心となる深い準位(0.63eV-band)の形成が懸念される。しかしながら、測定結果をみ限り両者ともSIMS装置の検出限界に相当し、いずれもGaAs基板中へのドーピングは発生していないものと結論づけられる。

Table 5.3. SIMS analysis condition.

component	1st ion	detective ion	detective limit (cm <sup>-3</sup> )
C	Cs+	<sup>12</sup> C <sup>-</sup>	1x10 <sup>16</sup>
O	Cs+	<sup>16</sup> O <sup>-</sup>	2x10 <sup>17</sup>
Si	Cs+	<sup>28</sup> Si <sup>-</sup>	1x10 <sup>15</sup>
Zn	Cs+	<sup>197</sup> (ZnCs) <sup>+</sup>	4x10 <sup>15</sup>
Sn	Cs+	<sup>119</sup> Sn <sup>-</sup>	1x10 <sup>15</sup>

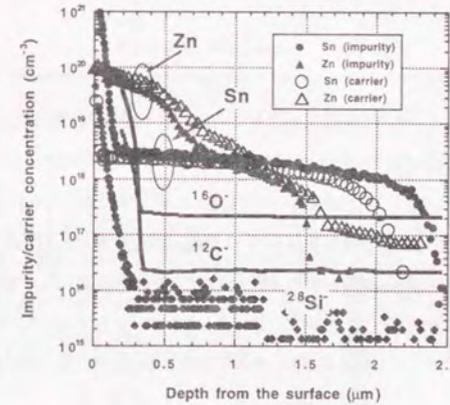


Fig.5.14. Impurity and carrier concentration profiles.

5.2.2.3 活性化エネルギーの算出

次節に詳細に述べるように、GaAsへのZn、Snの不純物拡散において拡散係数は一定でない。従って、ここでは表層近傍の実測点を用い、それを補誤差関数近似することで活性化エネルギーE<sub>a</sub>の算出を試みた。

さて、表層の拡散係数 $D_s$ は温度依存性を有し、以下の式で示される。

$$D_s(T) = D_{s0}(T:\infty) \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \quad (5.1)$$

ここで $E_a$ は活性化エネルギー、 $k$ はBoltzmann定数である。Table5.4には $SiO_2$ 濃度一定下での溶剤中の不純物濃度に対する $E_a$ 値を示す。この場合、DSF膜厚はほぼ同一である。明らかに不純物濃度が低いほど $E_a$ は高く、従って浅い接合形成に適することが理解できる。また、注目すべきことは $E_a$ 値は $SiO_2$ 濃度に依存しないことである。即ち、 $SiO_2$ 濃度3.0wt.%、Sn1.0wt.%の場合の $E_a$ 値は2.7eVであり、これはTable5.4の $SiO_2$ 濃度2.0wt.%の場合とほぼ符合する。また、これらの値は他の報告例<sup>10)</sup>ともよく一致している。

Table 5.4. Values of activation energy ( $SiO_2$ : 2.0wt.%)

Element	$SiO_2$ concentration in the SDS* (wt%)	impurity concentration in the SDS* (wt%)	$E_a$ (eV)
Zn (p-type)	2.0	2.0	2.2
	2.0	1.0	2.9
	2.0	0.1	3.1
-----			
Sn (n-type)	2.0	2.0	1.6
	2.0	1.0	2.6
	2.0	0.1	5.1

\*SDS: Silica-diffusion source

5.2.3 拡散メカニズムの検討

始めにこれまで報告されている、Si及びGaAsに対する様々な不純物の拡散メカニズムをTable5.5に纏める。LSI技術の要である不純物拡散プロセスがほぼ確立されている「Si」の場合と異なり、「GaAs」への不純物拡散のメカニズムに関しては、未だ明確になっていないのが実情である。Fig.5.15に格子間移動型拡散モデル(I機構)及び格子点位置置換型拡散モデル(S機構)の各拡散モデル図を示す。唯一、「Zn」が格子間型-置換型(Interstitial-Substitutional:I-S)の拡散メカニズムを有するものとして位置づけられており<sup>10)</sup>、他の不純物に関してもそれをもとにしたモデルが提唱されている。拡散メカニズムを提案することは、本手法を実デバイスへ適用する上でも重要な要素と考えられる。本節では、様々な立場からのメカニズムを検討することとする。

実際には、下記に述べる「Fickの法則」に基づくモデルで完全に記述される例は希である。これは、固体中の拡散においては、塑性変形による応力、拡散時の熱応力、内部電界による加速等が影響すること<sup>10)</sup>、さらにはデバイスにおいてはヘテロ接合を含む多元系マトリックスを考慮する必要があることにある。

<sup>10)</sup> 低濃度であるが拡散係数の大きな格子間(I)原子と、高濃度の格子位置(S)原子との平衡を考えた詳細な解析から明らかになったもの。濃度依存性を有する拡散メカニズムであることは、予め拡散表面濃度と同等のZn濃度をもったGaAs結晶を用意し、これにZnの放射性同位元素を拡散する isoconcentration (等濃度) 拡散実験によって、補誤差関数型濃度分布が得られることによって実証された。

Table 5.5. Diffusion mechanism.

Substrate	Impurity	Mechanism
Si	Groups III and V P-type Al,B,Ga,In N-type Sb,As,P	Substitutional
	Groups I and VIII electronically inactive alkali metals ; Li,K,Na gases ; Ar,He,H	Interstitial
	Most transition elements Co,Cu,Au,Fe,Ni,Pt,Ag	I-S
	Group II Be,Cd,Mg,Hg,Zn; shallow P-type move along the gallium sublattice	I-S
GaAs	Group VI Se,S,Te ; shallow N-type move along the arsenic sublattice	Substitutional
	Group IV C,Ge,Si,Sn ; both types	?

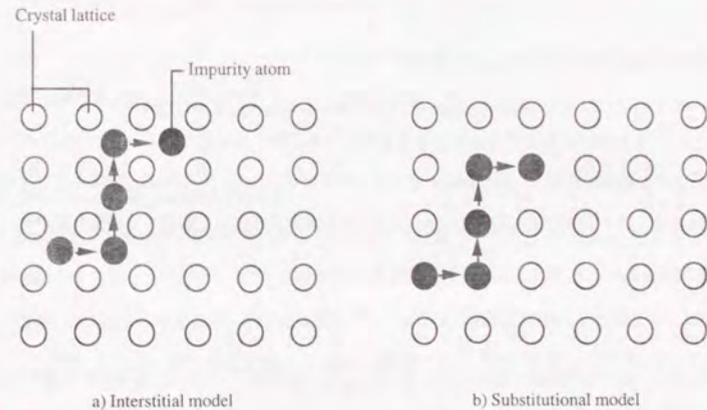


Fig.5.15. Typical diffusion model.

従って、同一ドーパントであっても報告によってキャリア濃度プロファイルが異なるのは、各機関において多様な拡散手法で行われたためと考えられ、極めて当然の結果ともいえる。以下に示すモデルは、いずれもこの「Fickの法則」をベースにした極めてシンプルな解であるが、本研究においては拡散条件、SDS、DSFその他の条件を同一化したもとの、ZnとSnの比較について考察するものであることを予め断っておきたい。

5.2.3.1 補誤差関数による解析

固体中の不純物拡散は一般的に、Fickの第2法則により記述される。即ち

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (5.2)$$

ここで、Cは濃度、Dは拡散係数、xは深さ方向距離、tは拡散時間である。周知のように、総量一定拡散の場合、上式の解は補誤差関数で記述される。

$$C(x) = C_s \operatorname{erfc} \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (5.3)$$

$$2\sqrt{Dt} = L_D \quad (5.4)$$

ここで $L_D$ は拡散長である。5.2.2.3節で示したように、最表面の実測値によく合うようにあてはめた補誤差関数近似の結果を後述のFig.5.17に示す。不一致の原因は以下に述べる。

5.2.3.2 Boltzmann-Matano modelによる解析<sup>17)</sup>

キャリア濃度プロファイル全体をみると、補誤差関数で示されるプロファイルよりも急峻な形状を有している。これは不純物の拡散は濃度依存性を有することを示唆するものである。ここでは、Boltzmann-Matano法により数値解析を行い、拡散係数が濃度依存性を有すること、即ち $D=D(c)$ であることを定量化する。この解析法では、実験による $C(x)$ プロットから $D(c)$ を計算することに留意する必要がある。この場合、Fickの第2法則は次式で書き直すことができる。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial C}{\partial x} \right) = \frac{\partial D}{\partial x} \frac{\partial C}{\partial x} + \left( D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \right) \quad (5.5)$$

ここで、 $D=D(c)$ 、即ち拡散係数は濃度のみに依存するものと仮定し、さらに初期条件を1変数 $\eta = x/t^{1/2}$ を用いて表現すると $c$ は $\eta$ のみの関数となり、(5.5)式は1変数の常微分方程式となる。この仮定のもとで解くべき微分方程式は

$$-\frac{1}{2} \eta \frac{dc}{d\eta} = \frac{d}{d\eta} \left( D \frac{dc}{d\eta} \right) \quad (5.6)$$

となる。初期条件を $x$ - $c$ 座標系から $\eta$ - $c$ の座標系へと変換し、キャリア濃度プロファイルから得られる数値 $c_1$ を用い、 $c=0$ から $c_1$ までの積分を考慮すると、拡散係数は次式で示される。

$$D(c_1) = -\frac{1}{2t} \left. \frac{dx}{dc} \right|_{c=c_1} \int_0^{c_1} x dc \quad (5.7)$$

結局、実際の拡散係数DはC-V測定によるキャリア濃度プロファイル、もしくはSIMSによる不純物濃度プロファイルから得られることになる。キャリア濃度プロファイルを用いてBoltzmann-Matano法で解析した拡散係数Dとキャリア濃度との関係の代表例をFig.5.16に示す。ここで注目されることは、拡散係数はキャリア濃度に大きく依存し、Znの場合 $2 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ 以上、Snの場合は $7 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ 以上の高濃度側で顕著に大きいことである。このことはこれらの値を境として、拡散メカニズムが変化することとも推察される。

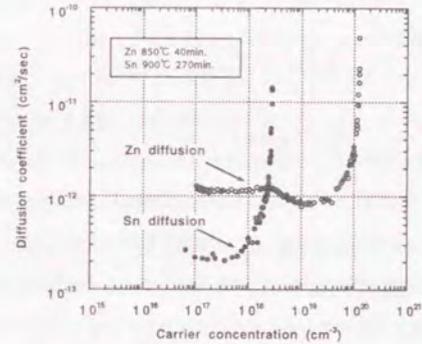
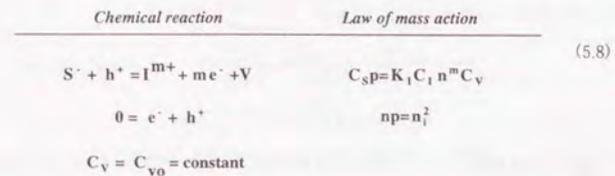


Fig.5.16. Boltzmann-Matano model analysis results.

5.2.3.3 Weisberg-Blanc modelによる解析<sup>18)</sup>

次に、拡散係数Dが濃度のべき乗に比例するというモデルに基づく「Weisberg-Blanc解析法」を用いて拡散機構を検討する。ここではp型拡散についての検討を行うが、n型についても全く同様に考えることができる。まず、この解析法は、格子点位置原子(S)は格子間位置(I)に移動し、結果として原子空孔(V)が残される、即ち「S=I+V」という仮定をおく。高速に拡散するI原子が空孔点(V)に到達、反応し、格子点



不純物として電氣的に活性化されるという前提であり、前記の格子間(I)-格子点位置(S) (Interstitial-Substitutional: I-S) 拡散と称されるものである。さらに、空孔濃度は一定であるという仮定も付加される。これは原子空孔が空間的に一様に分布し、空孔濃度も時間的に変化しないことを表すものである。さらに、後述の式で示されるように不純物原子は格子点位置、格子間位置で異なるイオン価次数を有することも特徴的である。以上の過程を化学式で記述すると下記ようになる。

ここでe, hは自由電子、正孔である。質量作用の法則に基づく式をもとに空孔濃度一定のもとに変形すると

$$C_S p^{m+1} = K_1 C_I n^m p^m C_V = K_1 C_{V0} (n_1^2)^m C_I = K C_I$$

$$K = K_1 C_{V0} (n_1^2)^m \quad (5.9)$$

となる。このI-Sモデルに基づく「two-path process」において、Fickの第2法則は次式で示される。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_S \frac{\partial C_S}{\partial x} + D_I \frac{\partial C_I}{\partial x} \right) \quad (5.10)$$

故に、

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \left( D_S + D_I \frac{\partial C_I}{\partial C_S} \right) \frac{\partial C_S}{\partial x} \right] \quad (5.11)$$

$$C = C_I + C_S \quad (5.12)$$

ここで、 $n_1$ は真性キャリア濃度、 $C_I$ は格子点位置原子の濃度、 $C_S$ は格子間位置原子の濃度、 $C_V$ は原子空孔の濃度、 $K_1$ は定数である。解くべき微分方程式は式(5.11)であるが、

- (1) 拡散温度で格子点位置の不純物原子濃度は真性キャリア濃度に比べて非常に大きい： $C_I \gg n_1$ 、
- (2) 格子点位置の不純物原子濃度は格子間位置のそれに比べ非常に大きい： $C_I \gg C_S$ 、

の2つの仮定をもとに式(5.9)を変形させ、

$$C_S \approx p, \quad C \approx C_S \quad (5.13)$$

(5.9)式と(5.13)式から

$$\frac{C_I}{C_S} = \frac{C_S^{m+1}}{K} \quad (5.14)$$

さらに(5.13)、(5.14)式から(5.11)式は

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \left( D_S + D_I (m+2) \frac{C_S^{m+1}}{K} \right) \frac{\partial C_S}{\partial x} \right] \quad (5.15)$$

とされ、これは次式のように簡単に記述できる。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_{eff} \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (5.16)$$

なお、 $D_{eff} = D_S + a C_S^{m+1}$  ( $a: \text{const}$ )、

このように、実効的拡散係数 $D_{eff}$ は不純物濃度Cに依存することが分かる。式(5.15)において $D_I$ が次式で

示される条件で無視されると

$$D_S \ll D_I (m+2) \frac{C_I}{C_S} \quad (5.17)$$

同式は表面濃度で規格化でき、結果的に次式に到達する。

$$D(x) = D_S \left( \frac{C(x)}{C_S} \right)^{m+1} \quad (5.18)$$

ここで重要な因子は「 $m+1$ 」であり、これはS-不純物とI-不純物との電荷数の差異を示す。上式から拡散係数はべき乗に比例することが分かる。以上の解析手法をもとに、実験データへのfittingを試みた結果をFig.5.17に示す。GaAsへのZn拡散に関しては、これまでの研究により、 $m=1$ 即ちその「charge state」は1価であり、格子点拡散原子は1価のacceptor、格子間原子は1価のdonorにより構成されるものと考えられている。しかしながら、本実験においてはキャリア濃度プロファイルにおいて特徴的な「kink」が観察されており、 $m=1$ へのfittingは困難である。この「kink」は半導体内部の空孔のdepletionに起因するものと考えられ、本来の仮定である式(5.8)に矛盾する。従って、本拡散系においては本質的にfittingはされえないことになる。また、Znの場合、 $2 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 低濃度側では拡散係数はほぼ一定となり、従って補誤差関数近似に明瞭な一致を見る。このことはBoltzmann-Matano法での解析結果と一致する。このような「kink&tail」なキャリア濃度プロファイルは本質的にAs-richな雰囲気での拡散結果を示すものとの報告もあり<sup>19)</sup>、As脱離を十分に抑制した良好な拡散であったものと考えられる。結論的に、このシリカ薄膜によるZnの拡散系においても「I-S拡散メカニズム」で説明されるが、 $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以上の高濃度側においては拡散係数の大きいことからI機構が、それ以下の低濃度側ではS機構が優先されるものとして考察される。一方、Snの拡散に関しては、既に示したようにそのプロファイルは「steplike」であり、Fig.5.17に示すようにWeisberg-Blanc modelで良好に近似できる。この場合のパラメータ $m$ は1から2と判断され、従って、格子点位置では1価のdonor、格子間

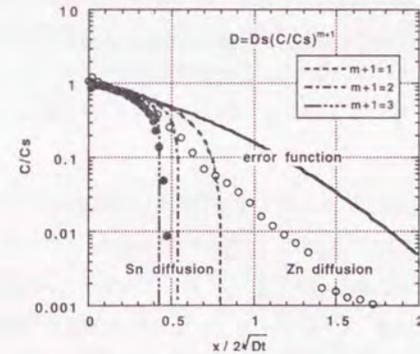


Fig.5.17. Weisberg-Blanc model analysis results.

位置においては1価若しくは2価にイオン化したacceptorを形成しているものと判断される。いずれにせよ、このような簡単なモデルにより比較的簡便に拡散状態を記述でき、最終的にIV族のSnにおいても、「I-S拡散メカニズム」で説明される。但し、Fig.5.16からZnの場合と同様に $3 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ 以上の高濃度側においてはI機構が、それ以下の低濃度側ではS機構が優先されるものとして考察される。

5.2.3.4 拡散メカニズムの総括

以上の解析結果をFig.5.18に纏める。Boltzmann-Matano法からは拡散係数のキャリア濃度依存性が定量化され、また、Weisberg-Blanc法からはそのメカニズムがI-Sで説明されるとともに格子点、格子間位置での不純物のイオン価数が定義された。このようにZn, Snの本拡散系における拡散メカニズムはいずれも「I-S機構」で説明されるものと結論される。

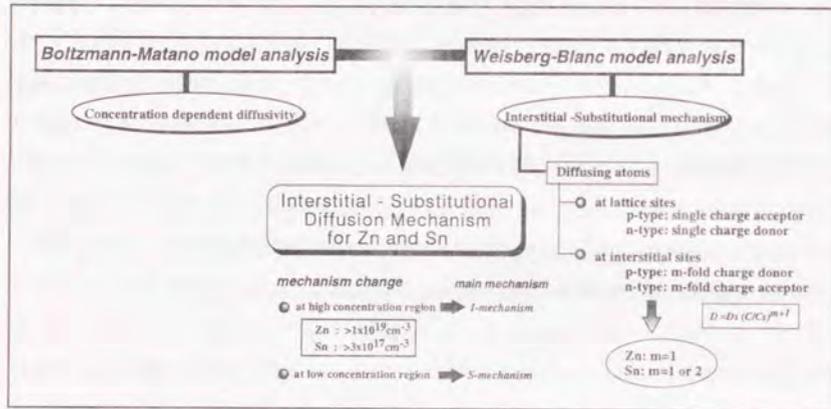


Fig.5.18. Summary of diffusion mechanism in GaAs.

5.2.4 拡散表面状態の検討

本節では拡散表面状態の検討を行う。ここでは、各種顕微法による状態測定と共に、薄膜X線回折法による拡散層の損傷状態に関しての定性的な見解についても考察を加える。これまで行ってきた拡散サンプルの表面は肉眼においては拡散前と同様な鏡面を呈しているが、SEM観察により表面に凹凸が観察された。拡散表面のSEM像をFig.5.19に示す。ここではZn(a)及びSn(b)の選択拡散領域を観察した結果を示す。いずれもSDS中の不純物濃度2.0wt.%のサンプルである。明らかに表面には凹凸が存在するが、Zn拡散において

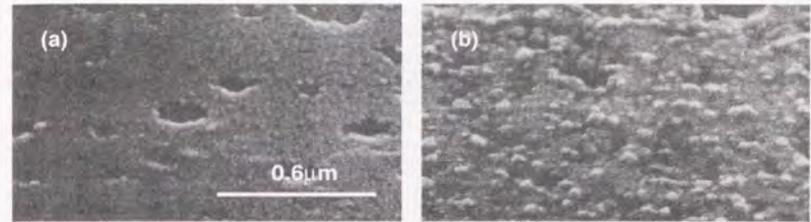


Fig.5.19. SEM micrographs of diffused surfaces using 2.0wt.% impurity in SDS (magnification x50,000). (a) Zn diffusion: 850°C 60min, (b) Sn diffusion: 900°C 270min.

は、低温での熱処理であることも起因し表面の劣化は少ない。また、拡散領域以外のフィールド領域はFig.5.20に示す様に拡散領域に比して損傷は少ない。また、更に付加的な熱サイクルをかけた場合、拡散領域の表面状態は更に劣化することも明らかになっている。次に、Zn拡散についてSDS中の不純物濃度と拡散表面状態との相関を検討した。SEM観察結果をFig.5.21に示す。不純物濃度0.1wt.%においては表面の劣化はほとんど見られておらず、表面性状はFig.5.20のフィールド領域のそれにほぼ相当することが明らかとなった。従って、この拡散表面劣化の本質的な原因はドーピング不純物とGaAs表面での合金化等の何らかの化学反応にあるものと考察される。さらに、この表面の凹凸状態を定量化するために原子間力顕微鏡 (AFM: Atomic Force Microscopy) による観察を行った。AFM観察はSEM観察に比べ、サンプルの前処理が不要などin-lineでの処理が期待できる。測定結果の一例をFig.5.22に示す。同図(a)はFig.5.19(b)に示したものと同一のSn拡散サンプルであり、表面性状は極めて良好な一致を示し拡散領域の凹凸のP V (Peak to Valley) 値は最大90nm程度と測定される。Fig.5.22(b)はフィールド領域のAFM像であるが、表面性状は拡散領域に比して良好なことが分かる。

次に、拡散領域の結晶性の評価を行うために薄膜X線回折法 (TFXRD: Thin Film X-ray Diffraction) の適用を試みた。Fig.5.23に示す様に、TFXRD法はX線入射角を $2^\circ$ 以下の鋭角とすることで基板からの情報を低減させるものであり、サンプルの多結晶性の定性分析には適する方法である。この場合、X線の進入長は基板構成原子の線吸収係数 $\mu$ 等から次式により求められる。

$$t = \frac{1}{\mu \frac{1 - R_x}{\sin \alpha}} \quad (5.19)$$

ここで、t: penetration depth,  $R_x$ : const,  $\mu$ : mass absorption coefficient in GaAs,  $\alpha$ : incident angleである。2元素以上の質量吸収係数 $\mu/\rho$  ( $\text{cm}^2/\text{g}$ ) は各元素の重量比の和で定義され、 $\text{CuK} \alpha 1$  ( $1.5418 \text{ \AA}$ ) でのGa, As個々の質量吸収係数から $\mu_{\text{GaAs}}$ :  $402.95$  ( $\text{cm}^{-1}$ ) と求められる。実際にGaAsでは $2^\circ$ 入射の場合に約 $4 \mu\text{m}$ 程度の進入長を有し、ほぼ拡散深さと一致する。今回は入射角 $\theta$ を $0.5^\circ$ から $2.0^\circ$ まで変化させ、検出側 $2\theta$ を走査し

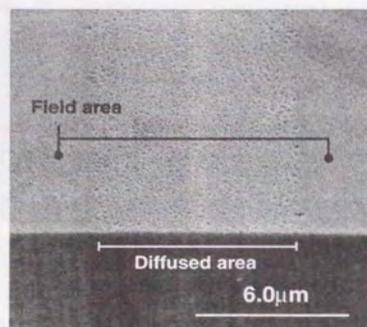


Fig.5.20. SEM micrograph of diffused / field surface using 2.0wt.% Sn in SDS.  
Diffusion condition: 900°C, 270min.

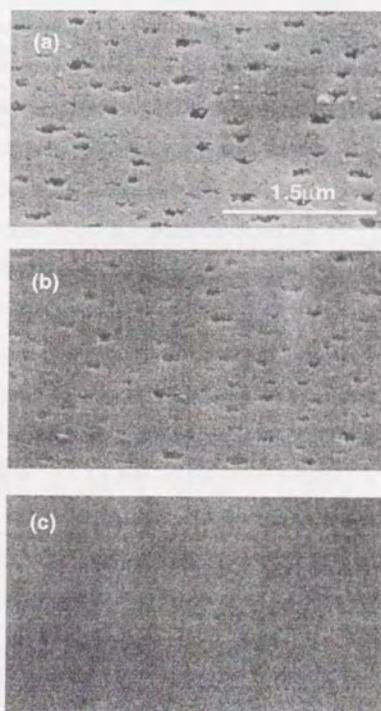


Fig.5.21. SEM micrographs of diffused surface using Zn in SDS.  
(a) 2.0wt.% Zn, (b) 1.0wt.% Zn, (c) 0.1wt.% Zn. Diffusion condition: 850°C, 60min.

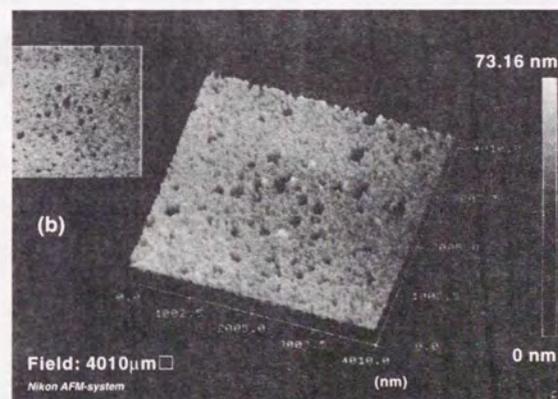
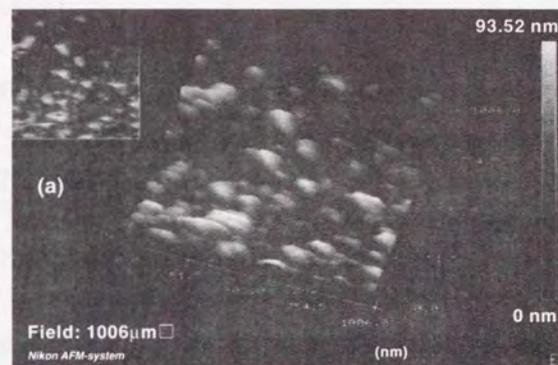


Fig.5.22. AFM images. (a) Sn diffused surface, (b) field surface.

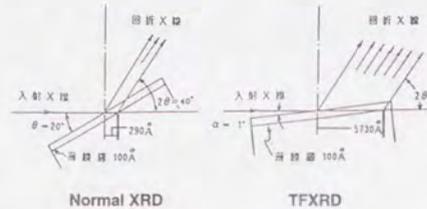
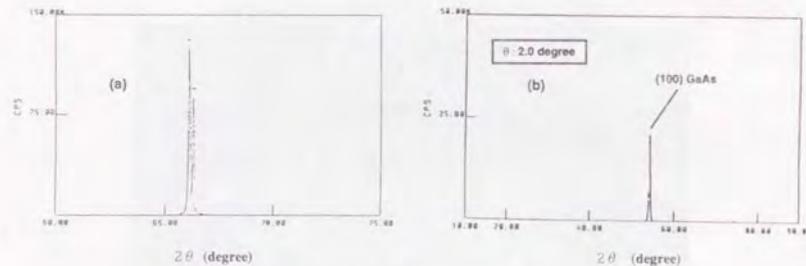


Fig. 5.23. Principle of thin-film X-ray diffraction (TFXRD).

Fig. 5.24. Results of X-ray diffraction measurements. (a) Normal method ( $\theta$ - $2\theta$  scan), (b) TFXRD ( $2\theta$  scan) method.

た。結果をFig. 5.24に示す。同図で(a)は通常の $\theta$ - $2\theta$ 走査、(b)はTFXRD ( $\theta$ :固定、 $2\theta$ 走査)の測定結果である。結果的に10から90°までの走査において(100)GaAsに起因する回折ピーク以外の信号は見られず、拡散表面は損傷を受けても拡散領域については多結晶化されておらず、pn接合等の特性には大きな悪影響は与えないものと考えられる。

### 5.2.5 拡散層の電気的特性評価

これまでの結果をもとに各種デバイスを作製し、本拡散方法の実用性を検討する。具体的には、電極金属とのオーミック特性、接合リーク電流、耐圧等を検討する。また、デバイスパターン設計に必要な横方向拡散長についても考察を加える。

#### 5.2.5.1 オーミック特性評価

半導体拡散層と金属電極とのオーミック接触は、デバイス特性に大きな影響をもたらすため極めて重要な因子である。電極形成における重要な点は、接触抵抗率 $\rho_c$  (contact resistivity) が低く、かつ接合部の構造が安定で信頼性に優れていることである。 $\rho_c$ の測定には、Cox and Strack法<sup>20</sup>、TLM (transmission line method) 法<sup>21</sup>があるが、ここでは本質的に4探針法を原理とする、後者を用いて評価を行うこととした。測定精度を向上させるため、ここではstrip電極を極力細くし、また測定拡散領域以外はすべてメサエッチを施し電気的に分離した。さらに、測定時のプローバと電極との接触抵抗を含まないような配慮も加えた。実際のプロセスはS.I. (100)-GaAs基板上に所望の開管拡散を行い、その後Fig. 5.25に示すような基本的なパターンに基づいたデバイスを作製する。測定は半導体パラメータアナライザ (HP-4145Bシステム) により行った。これによりpAレベルの微小電流測定も可能である。最小電極間距離 $L_{min}$ については、30  $\mu\text{m}$ から120  $\mu\text{m}$ まで様々なパターンを構成した。定電流印加状態で電極間の電圧を測定することで、Fig. 5.25(b)及び次式に基づき、 $R$ 及び $R_s$  (シート抵抗) を求めることが出来る。

$$R = \frac{R_s}{Z} (l + 2L_1) \quad (5.20)$$

$$\rho_c = R_s \cdot L_1^2 \quad (5.21)$$

ここで、 $Z$ は電極幅、 $l$ は電極間距離である。電極間距離と抵抗値との関係の測定例をFig. 5.26に示す。良好なohmic特性が得られていることが明らかである。なお、ここではp型拡散層への電極材料としてAu-Zn、n型拡散層へはAu-Geを用い、所望の条件でのアニールを施している。得られた $\rho_c$ の結果をTable 5.6に纏める。明らかにSDS中の不純物濃度に強く依存し、拡散表面状態が良好であった低濃度SDSを適用した場合には、いずれも表面濃度Csが若干低いものの $5 \times 10^{-8} \Omega \text{cm}^2$ 程度以下を達成し、表面状態の劣化がコンタクト特性に影響を与える結果を得ている。これらの $\rho_c$ 値はFig. 5.27に示すように他の測定結果<sup>22</sup>ともほぼ符合する値である。

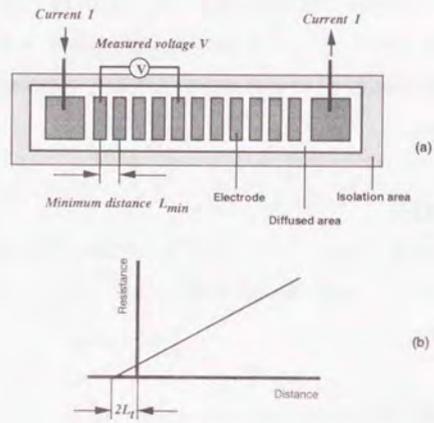


Fig. 5.25. Basic pattern for measurement of contact resistivity  $\rho_c$ . (a) device layout, (b) measurement example.

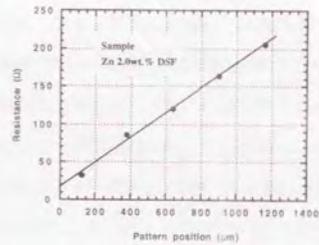


Fig. 5.26. Resistance as a function of pattern position in TLM device.

Table 5.6. Measurement results of contact resistivity  $\rho_c$ .

	SDS	$\rho_c$	$C_s$
Au-Zn eutectics / p-diffused layer	2.0wt.% Zn	$6 \times 10^{-4} \Omega\text{cm}^2$	$1 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$
	0.1wt.% Zn	$9 \times 10^{-7} \Omega\text{cm}^2$	$3 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$
Au-Ge eutectics / n-diffused layer	2.0wt.% Sn	$9 \times 10^{-4} \Omega\text{cm}^2$	$3 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$
	0.1wt.% Sn	$4 \times 10^{-6} \Omega\text{cm}^2$	$9 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$

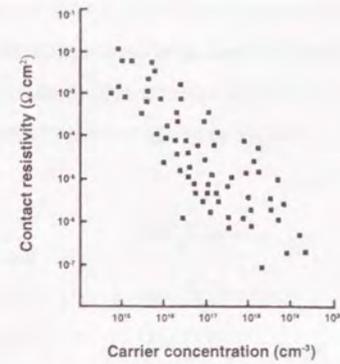


Fig. 5.27. Experimental determinations of contact resistivity as a function of n-GaAs doping concentration.<sup>23)</sup>

5.2.5.2 横方向拡散長とpn接合特性評価

planar型デバイス作製にあたっては、横方向拡散長 ( $X_j$ ) の定量的評価は極めて重要である。SiO<sub>2</sub>膜をマスクとする拡散においては、横方向への異常拡散が報告されており<sup>23)</sup>、その代用としてSiN膜もしくはPSG (Phosphosilicate glass) が使用されている。異常拡散は、表層での熱的に不安定なGa空孔が起因しているものと考えられているが、プロセス手法にも強く依存し今だ明確になってはいない。本研究のようにZn/Sn-DSF系ポジパターンを有する拡散材を、SiO<sub>2</sub>薄膜にてオーバークラッドした系の開管式拡散について横方向拡散長を評価した報告はこれまでなく、本節ではこの定量的な評価を行うこととする。

さて、横方向拡散長の評価に関しては次の4つの手法が考えられる。

- 1) 横型トランジスタ空乏層評価法：広義のTLM法と考えられる。電気的測定により評価できるため、最も測定精度が高いとされる。
- 2) Stain etching法：拡散ウエハの断面に対し、光照射下でHF/H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>O系エッチング (stain etching) を施しSEM観察により評価する手法である。斜め研磨後に同様の処理を行い、光学顕微鏡観察によっても可能である。最も簡便であるが定量性に問題がある。
- 3) pn接合容量測定法：1)と同様に電気的測定法であるため精度が高いが、横方向拡散長 ( $X_j$ ) が拡散深さよりも大幅に大きい場合には、容量測定であるため本質的に  $X_j$  の誤差は大きくなる欠点を有する。
- 4) EBIC測定法：最終的にはSEM像との対比による観察測定となるため、定量性に欠ける。

ここでは、pnp型及びnpn型横型トランジスタ (L-Tr) 作製の手間がかかるものの、定量性に優れた1)の手法、即ち空乏層制御により横方向拡散長を評価する手法を採用し、p型、n型両拡散について検討する。

こととした。ここで使用したマスクのSiO<sub>2</sub>膜はいずれもAr/O<sub>2</sub>系RFスパッタリングにより成膜したものであり、偏光解析法により屈折率1.45 (at 633nm) を得ており、光学的に良質な膜である。次に、実際のX<sub>1</sub>値は以下のようにして求められる。ここではFig.5.28に示すようにpnp型L-Trを例にとると、ベース幅の異なるトランジスタのベースパンチスルー電圧V<sub>a</sub>、エミッタ/ベース接合の空乏層幅b<sub>1</sub>、ベースコレクタ接合の空乏層幅b<sub>2</sub>から次式で算出される。

$$X_1 = \frac{(a-b_1-b_2)}{2} \quad (5.22)$$

$$b_1 = \left( \frac{2e V_1}{qn} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (5.23)$$

$$b_2 = \left[ \frac{2e(V_1-V_a)}{qn} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (5.24)$$

ここで、V<sub>1</sub>: ビルトイン電圧、n: 基板不純物濃度である。また、拡散深さはこれまで通りC-Vキャリア濃度プロファイル測定から求めた。測定特性の結果の一例をFig.5.29に示す。マスク上のcollector-emitter (C-E) 拡散間距離が3μmと20μmの素子についての逆方向特性であり、すなわちbase、emitter端子をGNDに接続し、collector側から逆バイアスを印加しその逆方向電流を測定したものである。前述の通り異なるベース幅を有するpnp型L-Trについて、そのp型拡散層間のpunch-through電圧V<sub>a</sub>を測定することで簡単に拡散長X<sub>1</sub>を求めることができる。C-E間隔3μmにおいてV<sub>a</sub>=-2.4Vであり、20μmではpunch-through前にbreakdownを起こし、その耐圧は-33Vである。nnp型についても同様な測定を行い、得られた結果をもとに計算した横方向拡散長は深さ方向との比率 (X<sub>1D</sub>: X<sub>1</sub>/X<sub>Depth</sub>) で示すと、Znの場合はX<sub>1D</sub>~3.5、Snの場合はX<sub>1D</sub>~1.2と見積られた。これらは深さ方向のキャリア濃度プロファイルとも相関し、深さ方向に「steplike」なSnは横方向

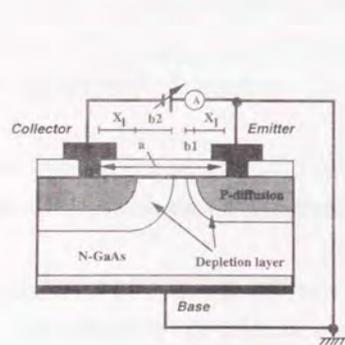


Fig.5.28. Pnp-type lateral transistor structure.

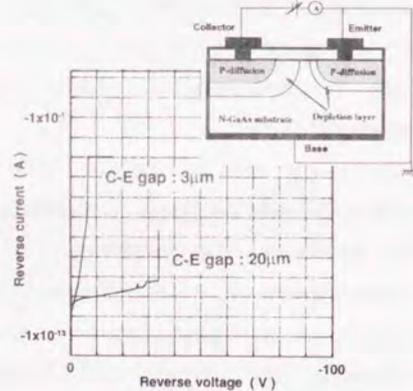


Fig.5.29. Reverse biased characteristics of pnp-type lateral transistor.

拡散についても抑制は比較的易しい。しかしながら、Si基板への不純物拡散 (X<sub>1D</sub>~0.7) と比較するといずれも横方向の増速拡散は高いことも明らかである。一方、リーク電流に関しては比較的低く、n型基板濃度 1x10<sup>18</sup>cm<sup>-3</sup>へのp型拡散においては-5Vの逆バイアス印加で-1pA/μm<sup>2</sup>以下と測定された。また、n型拡散においては僅かに高い値を有していたが、実デバイス構成上の障害は殆どなく、集積デバイスへの適用は十分に可能と判断された。

5.2.5.3 横方向拡散に関する一考察

本節ではSiに比較して大きなX<sub>1D</sub>を与える、この横方向拡散発生の原因について、他の検証報告を参考に、簡単なモデルをたててみることにする。

Table5.1に示したように、マスク材料の長所、短所については様々な検討がなされている。この中で、SiNマスクが横方向拡散抑制に効果がある報告もあり、ここではSiNとSiO<sub>2</sub>両者の物性の差異をもとに検討を行うことにする。

1) 膜の内部応力に起因するモデル: マスクとなる薄膜の内部応力と均衡する基板表面の応力が結晶歪み、さらには結晶欠陥を誘起しこれが異常拡散を与えるというモデルである。GaAs基板における薄膜の温度係数dσ/dTは、基板の反りに基づくレーザーの偏向度から光学的に求めることが出来る。CVD成膜したSiO<sub>2</sub>薄膜 (Pドーピング特性も含む) の内部応力等の特性結果をTable5.7に示す<sup>24)</sup>。特徴的なのは1000から7500 Åの膜厚において応力の膜厚依存性はなく、またP (磷) 濃度の増加に伴い低下する点である。一方、PECVDにて成膜したSiN<sub>x</sub>薄膜はFig.5.30に示す様に大きな膜厚依存性<sup>25)</sup>を有しており、膜厚により「引張 (Tensile) 応力」から「圧縮 (Compressive) 応力」に変化する点が特徴的である。次に横方向拡散長X<sub>1</sub>の膜厚依存性を観察した事例<sup>25)</sup>をFig.5.31に示す。SiO<sub>2</sub>薄膜は高い膜厚依存性を有していることが分かる。つまり、600℃レベル (気相拡散での標準的な温度) における内部応力について、SiN<sub>x</sub>薄膜は大きく膜厚に依

Table5.7. Measured stress in CVD-SiO<sub>2</sub> films.<sup>24)</sup>

P content (wt.%)	T <sub>deposition</sub> (°C)	Deposition rate (Å/s)	σ (tensile, 10 <sup>9</sup> dyne/cm <sup>2</sup> )	dσ/dT (10 <sup>6</sup> dyne/cm <sup>2</sup> /°C)	Thickness (nm)
0	425	200	5.1	12.6	100 - 750
2.8			4.9	10.0	
5.6			3.7	8	

存するが横方向拡散長は膜厚に依存せず、逆に横方向拡散長が大きく膜厚に依存するSiO<sub>2</sub>薄膜は内部応力は一定である。これらの結果より、膜の内部応力が横方向拡散に起因するという、このモデルは妥当でないものと解釈される。

2) 薄膜/基板結晶界面状態に起因するモデル: まず、界面近傍のSIMS測定についてFig.5.33, 5.34にSiO<sub>2</sub>/GaAs及びSiN<sub>x</sub>/GaAsの深さ方向のSIMS測定プロファイル<sup>12)</sup>を示す。明らかに前者の場合、Gaの外方拡

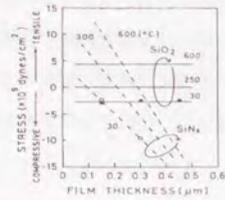


Fig.5.30. Stress as a function of film thickness with temperature dependence.

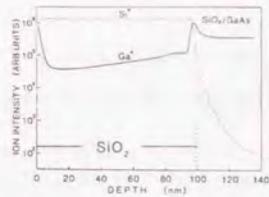


Fig.5.32. SIMS depth profiles obtained from SiO<sub>2</sub>/GaAs annealed at 850°C for 15min.

散 (Ga-out diffusion) が進行していることが分かる。この外方拡散はDLTS測定により電子トラップEL5 ( $E_c - E_t = 0.42\text{eV}$ ) の生成と関連があるとの報告<sup>12)</sup>もある。いずれにせよ界面に多数のGa空孔などが誘起され、これが異常拡散に起因するという本モデルは妥当と考えられる。

以上から次のモデルを提案し、そのモデル図をFig.5.34に示す。

モデル：「i) Ga空孔を介しての異常拡散, ii) i)に加えて、界面に形成される酸化膜 (Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Ga<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, As<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, As<sub>2</sub>O<sub>5</sub>など) の形成による増速拡散」。

また、Ga空孔は熱的に極めて不安定であるため、界面にはAsのアンチサイト欠陥が生ずる恐れがある。この場合、逆拡散したGaは格子間位置に過飽和状態となり、これによる「kick-out」メカニズム<sup>20)</sup>により異常拡散が生ずる恐れもあり得る。Ga空孔誘起による異常拡散である場合には、逆にover cladのSiO<sub>2</sub>薄膜にGa

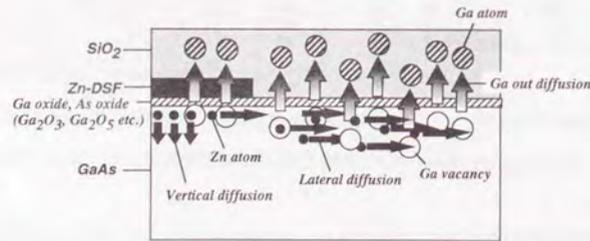


Fig.5.34. Lateral diffusion model.

をドーピングすることで空孔誘起が抑制され、結果的に横方向拡散が抑制できる可能性を秘めている。over cladのSiO<sub>2</sub>薄膜の物性と横方向拡散長との関係については、今後の研究において極めて興味深い対象と考えられる。

5.2.6 急速アニール (RTA) 法によるドーピング特性と横注入型レーザの試作

本節では、急速アニール法 (RTA: Rapid Thermal Annealing) についての検討を行う。本手法は元来、Si系MOSデバイスにおいては短チャネル効果抑制、Bipolarデバイスにおいては $f_T$ 向上のための浅い接合形成の必要性から生じてきた技術である。このRTAには「断熱加熱モード」、過渡的な「サーマルフラックスモード」及びウエハ温度が均一となる「均熱モード」が考えられ、基板の熱伝導係数からその時間が定義づけられる。ここでは、「均熱モード方式」であるアークランプを用いた、コールドウォール型のランプアニール装置 (真空理工製) の急速熱処理によるドーピングを検討した。これにより電気炉によるドーピングとは異なり、容易に浅い接合形成ができるものと期待される。

ここではまず、これまでの電気炉拡散法と同様に、p型、n型のキャリア濃度プロファイル測定しその基本特性を把握した後、このアニール技術を適用したp型拡散により横注入型レーザを試作し、その基本特性を測定する。

5.2.6.1 RTAによる不純物ドーピング特性

RTA法に於いては、サンプルは20mm×20mm×(1mm+2.5mm)のグラファイトサセプタ内に入れ、表面のダメージを最小限にするため両面GaAsによるカバー (face to face) を施した。この赤外加熱炉の昇温レートは60~80°C/s、降温は自然冷却であり、電気炉拡散 (FA: Furnace Annealing) 法と同様に高純度Ar雰囲気中 (流量: 100sccm) で加熱を行った。Fig.5.35にZnのキャリア濃度プロファイルを示す。CsはFA法と同程度の $2 \times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ で「kink&tail」プロファイルを有し、温度、時間に依存したドーピングが可能である。また、同図には次節で検討を加える、再加熱によるキャリア濃度プロファイルの再分布も示している。900°Cでのデポジション後800°C、20minの再加熱でも僅かながら再分布を与え、所望のCs、 $x_j$ を得ると共に単一ドーピングでは不可能なフラットなプロファイルを得ることができる。次にFig.5.36にSnドーピングに関する結果を示す。CsはFA法と同様に $1 \sim 2 \times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ レベルであり、900°C、10minの熱処理で0.5μm以下の浅い接合形成が可能である。プロファイルもFA法と同様に「steplike」である。

5.2.6.2 TJSレーザ試作プロセス

前節の結果をもとに、シリカ薄膜を用いたp型ドーピングによるFabry-Perot型横方向注入 (TJS: Transverse Junction Stripe) レーザを試作し、発光デバイスへの本プロセスの適用性を明らかにする。ここ

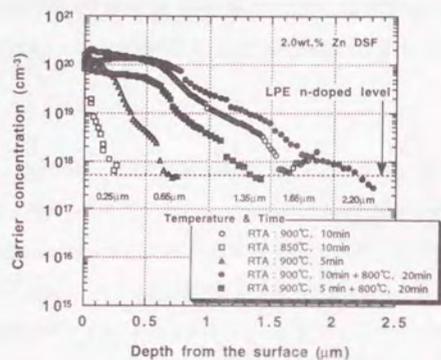


Fig.5.35. Zn carrier concentration profiles obtained with RTA method.

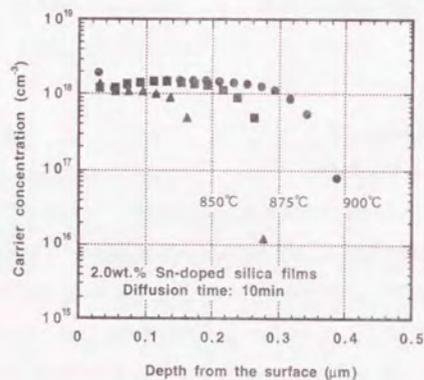


Fig.5.36. Sn carrier concentration profiles obtained with RTA method.

では、レーザ活性層下部にシャント（電流阻止）層等を設けるなどの構造の最適化は行っていない。また、接地電極はウエハ裏面からとるが、Fig.5.37に示すように電流密度ベクトルの計算からは良好に活性層にキャリア注入されることを確認している。ドーピングに関してはRTA拡散条件を900°C、10minに据えて試作を行った。結晶成長は液相エピタキシャル成長（LPE）法にて行い、活性層以外はSnドーピング（ $5 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ レベル）した。Fig.5.38に本レーザ構造の模式図（DFBレーザ構造に準じている）を示す。また、試作結果をFig.5.39に示す。IL特性から明らかのようにスロープ効率が0.02W/A程度と低い。これは主

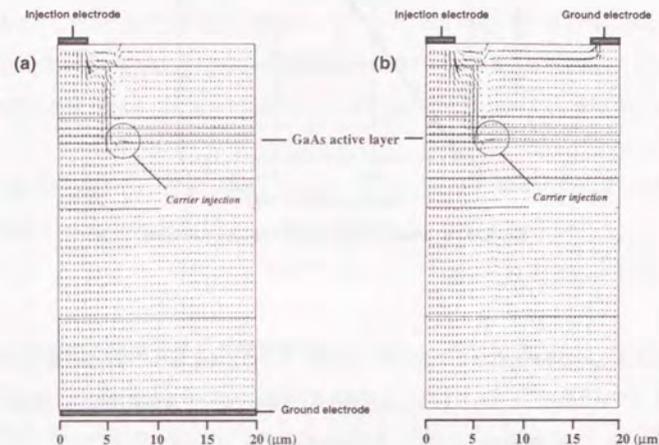


Fig.5.37. Calculated current flows of TJS laser. Ground electrode: (a) on the back, (b) on the surface.

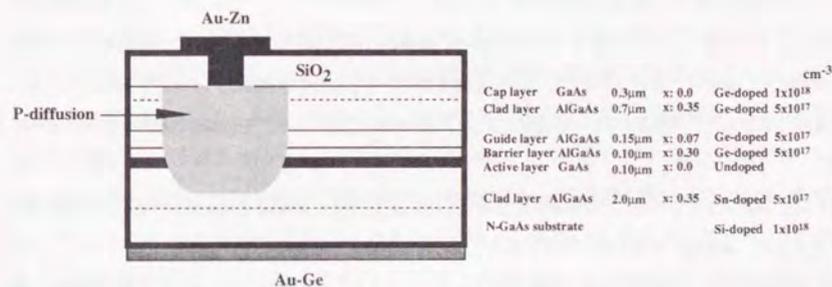


Fig.5.38. Cross-sectional schematic drawing of the TJS laser.

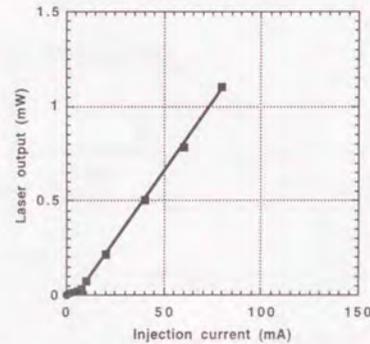


Fig.5.39. IL characteristic of Zn diffused TJS laser.

として横注入のための不純物拡散による光吸収に寄与するものと考えられ、構造の最適化により十分回避できるものと予想される。しかしながら、共振器長は $190\mu\text{m}$ でレーザ発振閾値 $15\text{mA}$ （室温パルス：繰り返し周波数 $3\text{kHz}$ 、パルス幅 $300\text{ns}$ ）にてレーザ発振が確認されており、本拡散法は発光デバイスへも十分に適用可能であるものと結論づけられる。

### 5.2.7 5.2節のまとめ

シリカ薄膜を用いた、簡便な開管式拡散によるGaAsへの不純物ドーピング法に関して、p型不純物としてZn、n型不純物としてSnを用い、様々な条件での実験的な検討を行った。結論的に、本拡散方法は極めて簡便にかつ量産性に富む一手法として、GaAs系を中心とする化合物半導体デバイスへの適用に値することを明らかにした。本結果のPICへの適用に関しては第6章にて述べるが、その具体的結果を以下にまとめる。

- 1) スピンオン法にて形成したDSF薄膜についてXPS分析を行い、最適化されたSDS溶液中の不純物濃度に比例して、薄膜中の不純物量を制御することが可能であることを見出した。
- 2) 不純物ドーピング後のキャリア濃度プロファイル測定より、各不純物の活性化エネルギーを求め、他の拡散法と同等の値を得た。また、SIMS分析との比較により、ドーピング不純物の電気的活性化率はほぼ100%であることを確認し、シリカ薄膜中の他の不純物（Si, C, Oなど）は基板中に拡散していないことも明らかにした。
- 3) 拡散メカニズムについて研究し、Zn及びSnとも拡散係数はキャリア濃度依存性を有し、いずれも格子間-格子点位置 (I-S) 拡散を示唆する結果を得た。

4) 拡散表面で最大 $90\text{nm}$ 程度の凹凸を観察したが、SDS中の不純物濃度の低減に伴い状態は改善され、かつコンタクト抵抗率も低減し、SDS中の不純物を含む化合物濃度が $0.1\text{wt.}\%$ において、p型、n型とも実用レベルである $5 \times 10^{16} \Omega\text{cm}^2$ 以下の値を得た。

5) 横方向拡散長について、深さ方向との比率 $X_{\text{LD}} (X_i / X_{\text{DEPTH}})$ の定義において、Znの場合3.5、Snの場合1.2と定量化した。これらは深さ方向のキャリア濃度プロファイルとも関連している。また、この横方向拡散長がSiの場合と比べて大きいことに関し、「Ga空孔を介しての異常拡散と界面に形成される酸化膜形成による増速拡散」をベースにしたモデルを提案した。一方、pn接合特性についても、両不純物とも良好な結果を得た。

6) RTA法を用いたp型ドーピングによる横方向注入レーザの試作を行い、閾値 $15\text{mA}$ 程度（室温パルス）でのレーザ発振し、本拡散法の光デバイスへの有効性も確認した。

## 5.3 シリカ薄膜の多重量子井戸の無秩序化への応用

### 5.3.1 はじめに

GaAs/AlAs系多重量子井戸 (MQW) 構造は極めて安定であり、 $900^\circ\text{C}$ 、数時間の熱処理で初めてヘテロ界面での相互拡散<sup>28)</sup>が観察される。これは相互拡散の活性化エネルギーが $3.6 \sim 4.3\text{eV}$ と比較的高いことに起因する。しかしながら、不純物 (Zn) を拡散させることにより、比較的低温の $570^\circ\text{C}$ でMQWが無秩序化されることが1981年にLaidigら<sup>29)</sup>により報告された。この場合、ヘテロ界面を介してのGaとAl相互拡散係数が拡散のない場合に比して、5桁ほど高く、かつ活性化エネルギーが $1\text{eV}$ と低下していることに起因する。この無秩序化現象が確認されて以来、デバイスへの応用が積極的に検討され、現在は光デバイスを中心に様々な研究例が報告されている。なかでも拡散のプレーナ技術という特徴を生かし、低閾値かつ横モードが制御された埋め込みヘテロ型QWレーザの作製<sup>28,30)</sup>がその代表例としてあげられる。また、5.2.6節でも記した、集積化向けのTJSレーザの作製にも有効とされる。それは量子井戸活性層の無秩序化において、無秩序化によりキャリア、光ともより効果的に閉じ込められ、結果的に低閾値化に結びつけられるからである。勿論、量子井戸導波路にこの無秩序化を適用した場合の、動的特性変化なども興味深い対象といえる。このように本論文の主題である「PIC」若しくは高性能かつ安価な「半導体レーザ」へ、この無秩序化プロセスを適用することは、デバイスそのものの応用範囲を大幅に広げるものと考えられる。ここでは、GaAs/AlGaAs系MQWデバイスへの適用について、光通信で多用される $1.55\mu\text{m}$ 帯の半導体レーザの材料であるInGaAs/InGaAlAs/InP系歪量量子井戸への布石として、このシリカ薄膜を用いた無秩序化状態及び横方向無秩序化長について検討する。

## 5.3.2 量子井戸の無秩序化の方法

実際に、MQWの無秩序化のために提案されている手法を以下に分類し纏める。

## (1) 不純物導入による無秩序化 (IID: Impurity-Induced Disorder)

MQW内に不純物を導入し無秩序化を達成する最も古典的な手法であり、下記の2手法に分類される。

(1-a) イオン注入による不純物導入<sup>31,32)</sup>: 不純物をイオン注入によって導入し、その後のアニールにより不純物を活性化することによって無秩序化を行う方法である。最も多用されるSiイオン注入の他、Ga、Zn等の注入種依存性、注入加速電圧依存性など様々な報告がある。

(1-b) 不純物拡散による不純物導入<sup>27,28)</sup>: 不純物を拡散技術(固相拡散、気相拡散等)によって導入し無秩序化する方法である。後節で検討する「横方向無秩序化長」並びに自由キャリアによる光吸収の点で(1-a)に比して不利と考えられる。

(2) 空孔導入による無秩序化 (IFD: Impurity-Free Disorder)<sup>33,34)</sup>

無秩序化したい領域上にSiO<sub>2</sub>膜を堆積しアニールを行うことによって、MQW内にGa空孔を供給し無秩序化を引き起こすものである。作製が容易であるのに加え、不純物導入に伴う光吸収が生じない点でも有利である。この無秩序化の機構に関しては、SiO<sub>2</sub>膜へのGa外方拡散にもとづくGa空孔誘起による、Ga、Al相互拡散の促進が考えられている(5.2.5.3節参照)。また、一方では不純物拡散と同じように、SiO<sub>2</sub>膜のSiとOの拡散による無秩序化のモデルも提案されており、未だ解明されていないのが現状である。

## 5.3.3. 量子井戸の無秩序化プロセスとその評価

本研究のように、Zn、Snなどの拡散不純物を含んだDSFを用いた場合、Ga空孔誘起と不純物導入効果が共存し、これまでにない新しい無秩序化誘起系と考えられる。ここでは、GaAs/AlGaAs系MQW(MBE法により結晶成長)としてFig.5.40に示す構造を有するサンプルを用い、無秩序化プロセスを試み考察を加えることとする。まず、電気炉を用いた場合の無秩序化の温度特性、DSF中の不純物依存性等について検討を行い、さらにRTA法による場合についての検討へ発展させる。評価としては、PL測定(77K)と2結

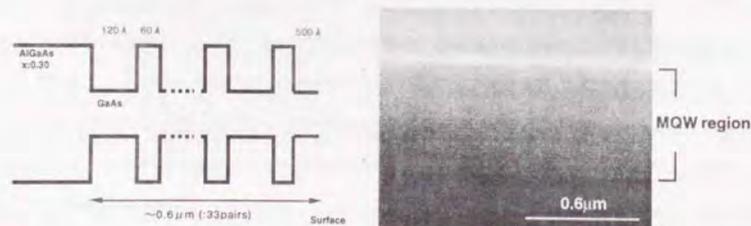


Fig.5.40. MQW waveguide structure. (a) schematic and (b) SEM micrograph.

晶X線回折測定を用いる。

## 5.3.3.1 PL測定、多結晶X線回折法による量子井戸の無秩序化の評価とポテンシャル変化の定量化

まず、代表的なノンドープSF、Ga-DSF、Zn-DSFについての検討を行った。温度は500~800℃でアニール時間は30minとし、昇温速度その他は全て不純物ドーピング時と同一である。ノンドープSFの場合の結果をFig.5.41に示すが、他のDSFについても不純物拡散が生ずる800℃より混晶化が誘起される。ここで、(a)は混晶化を起こしていないオリジナルのサンプルである。802nm近傍にe1-1h1(電子-軽い正孔各基底準位間遷移)、807nm近傍にe1-1h1(電子-重い正孔各基底準位間遷移)からの発光が観察され、両者は明瞭に分離されており、結晶成長が良好であったことを示している。混晶化に伴い後者の遷移はブルーシフトを起こす。この場合は15nm程度である。一方、Zn-DSFを用いた場合は、従来報告例のあるような低温での明瞭なブルーシフトは生じなかった。また、PLのピーク強度は無秩序化により1/10もしくはそれ以下に減少することも確認された。

次に、RTA法により混晶化する場合について検討する。ここでは、スパッタリング法により成膜したSiO<sub>2</sub>薄膜(PVD-SiO<sub>2</sub>)及びSn-DSFを用いた場合についても検討を加えた。結果をFig.5.42に示す。PLピークはブルーシフトし、ノンドープSF、Sn-DSF、Ga-DSFの明確な差異は見られていない。次に、ノンドープSFの混晶化サンプルについて2結晶X線回折法による評価を行った。結果をFig.5.43に示す。ここでは(002)面入射とし、測定精度の向上を試みた。サテライトピーク間隔から求められる量子井戸幅は180Å程度であり、成長結果と符合する。また、高次サテライトピークは無秩序化に伴いピーク強度は減少し(0次/1次抑圧比:-16.4dBから-19.9dBへ変化)、0次ピークの半値幅についても僅かながら増加の傾向(0次半値幅:67°から80°へ変化)をもつことが分かる。

次に、このPLシフト量をもとに実際の量子井戸がどのように歪んでいるかを定量的に解析してみる。量子井戸の無秩序化により、井戸のポテンシャルプロファイルに変化が生じ、結果的に基底準位間遷移幅(禁制帯幅)は広くなり、吸収端はブルーシフトし、PL発光波長は短波長化に至る。つまり、PLピーク位置及び半値幅の変化を測定することで、無秩序化の度合いを定量化することができる。無秩序化の度合いを具体的に示す指標として、Al原子の拡散長 $\Delta_{Al}$ を導入する。GaAs/AlGaAs系において無秩序化が起こった場合、障壁層にあるAlが井戸層に拡散すると、そのAl原子のプロファイルは次のようになると考えられている。

$$x_{Al}(z) = x_0 \left[ 1 + \frac{1}{2} \operatorname{erf} \left( \frac{z-0.5L_z}{2\Delta_{Al}} \right) + \frac{1}{2} \operatorname{erf} \left( \frac{z+0.5L_z}{2\Delta_{Al}} \right) \right] \quad (5.25)$$

ここでz軸は成長方向と平行であり、 $x_0$ は障壁層にもともとあったAl原子の量を、 $z=0$ は量子井戸の中央を、

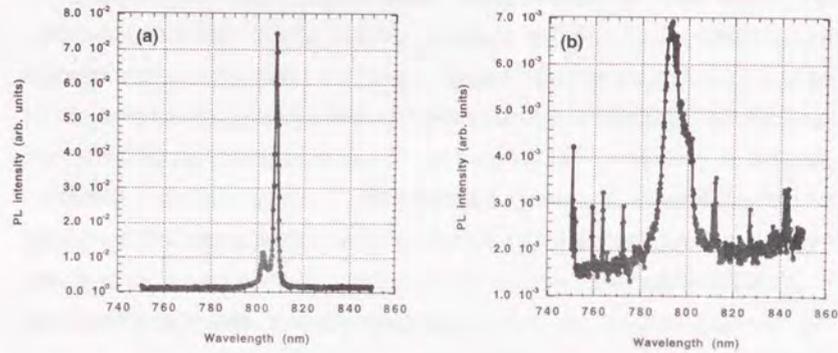


Fig.5.41. PL measurements results of (a) ordered MQW and (b) disordered MQW using nondoped silica film (SF).

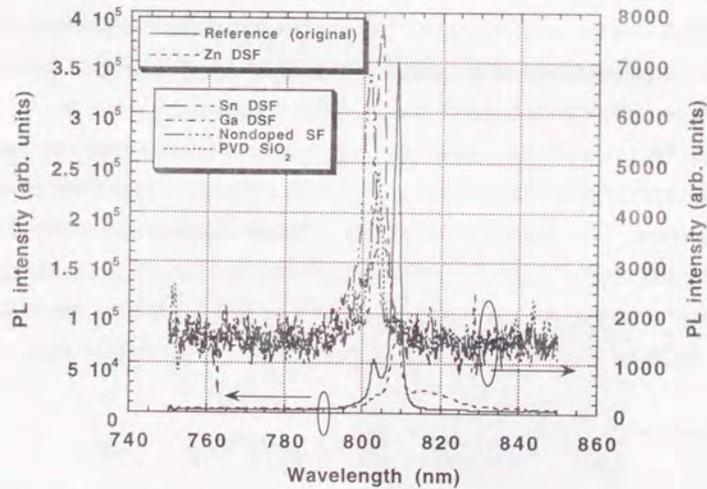


Fig.5.42. PL measurement results of ordered and disordered MQW by RTA method. 900°C, 180s. Ar ambient.

$L_z$ は量子井戸の幅を示す。式 (5.25) から、数値計算によって拡散長と量子準位すなわちPLピークの位置を結びつけることができる。また、拡散長 $\Delta_{\lambda}$ は拡散定数 $D_{\lambda}$ が時間によって変化しないと仮定すると、

$$\Delta_{\lambda}^2(t) = \int_0^t D_{\lambda}(\tau) d\tau = D_{\lambda} t \quad (5.26)$$

で表される。さて、量子井戸内の準位については、Shrödinger波動方程式を解くことにより求められるが、計算した本MQW (Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As/GaAs) 系における禁制帯幅に基づくPL発光波長と井戸幅との関係をFig.5.44に示す。解析結果はオリジナルサンプルのPL発光波長と明確に一致している。次に、(5.25)、(5.26)式をもとにPL波長シフトから求められる井戸のポテンシャル変形度合いを定量化する。10nmのブルーシフトは $\Delta_{\lambda} (= \Delta_{c,v}) = 1.6(\text{nm})$ に相当し、これにより得られるポテンシャル形状について価電子帯についての結果をFig.5.45に示す。

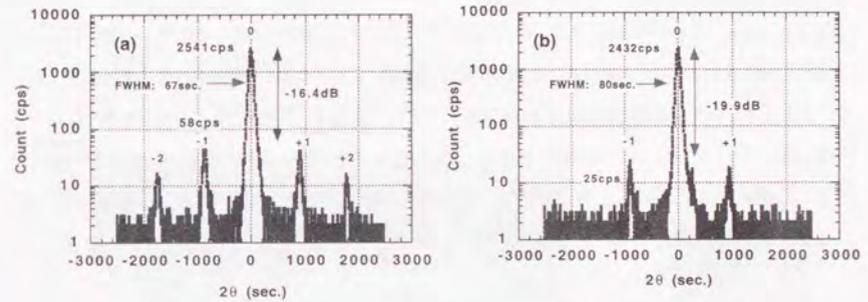


Fig.5.43. Experimental rocking curve of (a) ordered MQW- and (b) disordered MQW-structure.

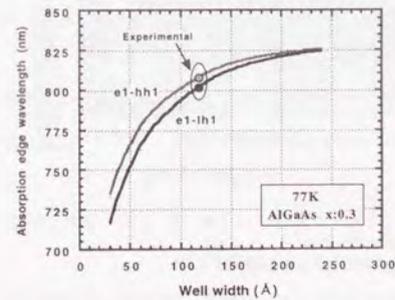


Fig.5.44. Calculated MQW absorption edge wavelength as a function of well width.

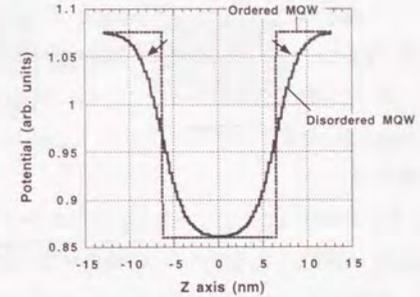


Fig.5.45. Potential profile transition by disordering effect.  $\Delta_{\lambda}$ : 1.6nm.

## 5.3.3.2 空間分解顕微PLによる、横方向無秩序化の状態評価

次に、横方向への無秩序化の状態を評価するために空間分解顕微フォトルミネッセンス（顕微PL）を測定した。通常、励起光をサブミクロン程度に集光した場合においても、発生したキャリアが半導体中を拡散し励起光周辺部の数 $\mu\text{m}$ ~10 $\mu\text{m}$ からPLが生じることになり、必要な分解能が得ることは困難とされる。ここで用いた顕微PLシステム（Fig.5.46）は空間フィルタを用いた「共焦点光学系」の採用により分解能の低下を抑えており、実用上0.1 $\mu\text{m}$ 程度までの測定を可能としている。また、分光はCCDラインセンサを適用しているため、高速な測定が可能である。これまでと同様のMQWサンプルについて $\text{SiO}_2$ ~300nmを堆積後、微細パターンを形成し900 $^{\circ}\text{C}$ 180sのアニールを行ったサンプルに対して空間分解顕微PLを測定した。測定結果をFig.5.47に示す。これは $\text{SiO}_2$ を施さない領域のPLピーク位置に測定波長を設定し（855.5nm）、PL強度を平面的に測定した結果である。ここで(a)図は $\text{SiO}_2$ を円状に38 $\mu\text{m}$ φ、18 $\mu\text{m}$ φ、8 $\mu\text{m}$ φを付けた場合、(b)図は $\text{SiO}_2$ をストライプ状に線幅2 $\mu\text{m}$ 、間隔約5 $\mu\text{m}$ で配置した場合の結果である。(a)図からは円状パターン通りに無秩序化が生じていることが見られ（855.5nm波長で非発光）、横方向への無秩序化長を測定すると4~6 $\mu\text{m}$ と見積もられる。また、8 $\mu\text{m}$ φのパターンについて精密に測定した結果、(a)図の右部に示すように $\text{SiO}_2$ の内部に向かい傾斜的にPL強度が変化（減少）していることが観察された（また、同図から $\text{SiO}_2$ 膜を施さない非無秩序化領域は表面荒れが生じ、これがPL強度に差異を与えることも理解される）。即ち、本プロセスにおいては、無秩序化領域をほぼ $\text{SiO}_2$ 膜の内側に閉じ込めることができると考察される。次に、(b)図からは2 $\mu\text{m}$ 幅の $\text{SiO}_2$ 領域では強度は10%程度の減少に留まっており、 $\text{SiO}_2$ 領域幅の依存性があるものと解釈される。

## 5.3.4 5.3節のまとめ

本節では、量子井戸の無秩序化という手法を用い、それをPICその他の光デバイスに応用することを目的とした基礎的研究を行った。得られた結論を以下に纏める。

(1) 電気炉法、RTA法のいずれの場合も、本DSFを利用した手法においてはドーピング可能な温度に昇温させることで無秩序化が発生することが確認された。

(2) PL発光波長のブルーシフトは10nm程度まで得られ、補誤差関数近似によるIII族原子の拡散長は1.6nm程度と見積もられた。これをもとにした量子井戸ポテンシャル形状の解析を行い、その形状変化を定量化した。

(3) 本無秩序化により、2結晶X線回折の高次サテライトピーク強度が-16.4dBから-19.9dB（0次/1次抑圧比）へ減少し、また0次ピークの半値幅が67°から80°へ増加することが確認された。

(4) 横方向への無秩序化状態について、空間分解顕微PL測定を行なった結果、量子井戸の無秩序化は $\text{SiO}_2$ 膜の外側（サブミクロン~1 $\mu\text{m}$ 程度）から始まり、内側（数 $\mu\text{m}$ 程度）に向かい傾斜的に分布するこ

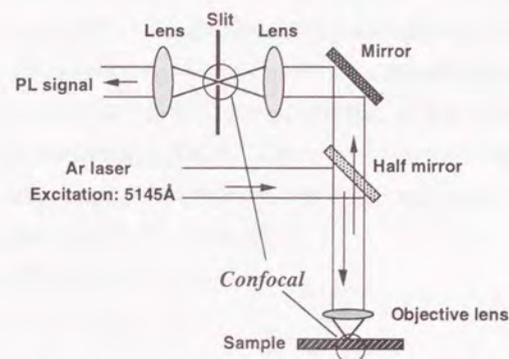


Fig.5.46. Experimental arrangement of microscopic photoluminescence spectroscopy (micro-PL).

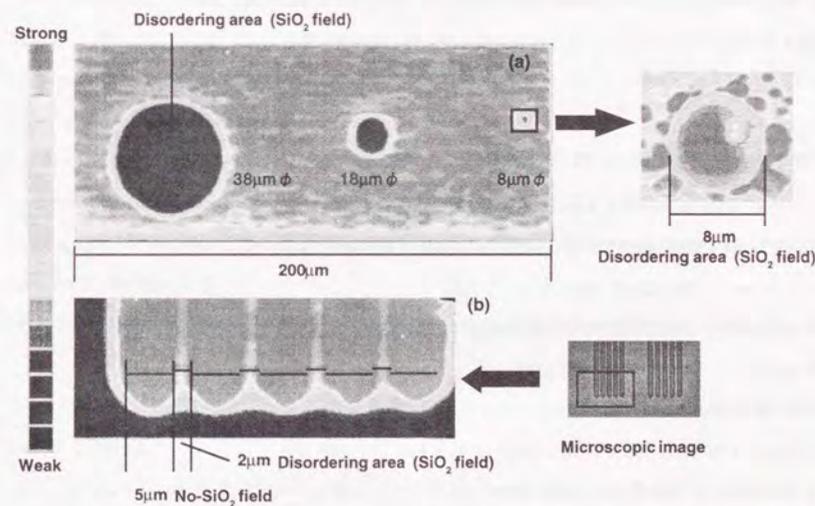


Fig.5.47. Microscopic-PL measurement results.  
Wavelength: 855.5nm (300K).

とが明らかとなった。現在の条件においては、PL強度差10%の範囲ではほぼ2 $\mu$ m程度の無秩序化の横方向制御は可能と見積もられる。

(5) さらに次の点についての基礎研究を行うことが望まれる。

1. ラマン分光特性による評価。
2. 非無秩序化薄膜の堆積による表面保護法の確立。
3. データの最適化：IFDにおけるアニール温度、時間及びSiO<sub>2</sub>膜厚の最適化。
4. プラズマ処理法等との比較：ビーム照射、プラズマ照射による無秩序化状態の確認とその比較検討。

#### 5.4 第5章まとめ

SiO<sub>2</sub>薄膜を用いた開管式拡散によるGaAsへの不純物ドーピング法に関して詳細な検討を行い、再現性のある良好な拡散手法を確立した。本手法は電子デバイス、光学デバイス双方に適用可能であるとともに、多重量子井戸の無秩序化への応用も可能であり、その範囲は広く及ぶものである。

第6章では、本ドーピング手法を実際の光集積デバイスへ適用する。

#### 参考文献

- 1) S. Tiwari, J. Hintzman and A. Callegari: Appl. Phys. Lett. **51** (1987) 2118.
- 2) H. Becke, D. Flatley and D. Stolnitz: Solid-State Electron. **8** (1965) 255.
- 3) J. R. Arthur: J. Phys. Chem. Solids **28** (1967) 2257.
- 4) H. C. Casey, Jr. and M. B. Panish: Tran. Met. Soc. AIME **242** (1968) 406.
- 5) J. Kasahara: J. Appl. Phys. **50** (1979) 541.
- 6) A. G. Foyt: Appl. Phys. Lett. **14** (1969) 372.
- 7) J. Gyulai, J. W. Mayer and I. V. Mitchell: Appl. Phys. Lett. **17** (1970) 332.
- 8) J. M. Woodcock: Appl. Phys. Lett. **28** (1976) 226.
- 9) T. Ambridge: Electron. Lett. **11** (1975) 314.
- 10) Y. I. Nissim, J. F. Gibbons, T. J. Magee and R. Ormond: J. Appl. Phys. **52** (1981) 227.
- 11) Y. I. Nissim, J. F. Gibbons, C. A. Evans, Jr., V. R. Deline and J. C. Norberg: Appl. Phys. Lett. **37** (1980) 89.
- 12) M. Kuzuhara, T. Nozaki and T. Kamejima: J. Appl. Phys. **66** (1981) 5833.

- 13) T. Onuma, T. Hirao and T. Sugawa: J. Electrochem. Soc. (Solid-State Sci. & Technol.) **129** (1982) 837.
- 14) 原田八十雄, 松下重治: 電子材料 (1993年1月), p.38 [in Japanese].
- 15) 松下重治, 寺田聡, 藤井栄美, 原田八十雄: 信学会技報 ED92-125 (1993) p.15 [in Japanese].
- 16) D. Shaw, Ed., *Atomic Diffusion in Semiconductors*, (Plenum Publishing Co., New York, 1973).
- 17) P. G. Shewmon: *Diffusion in Solids*, (McGraw Hill, New York, 1963).
- 18) L. R. Weisberg and J. Blanc: Phys. Rev. **131** (1963) 1548.
- 19) H. Zimmermann, U. Gösele and T. Y. Tan: J. Appl. Phys. **73** (1993) 150.
- 20) R. H. Cox and H. Strack: Solid-State Electron. **10** (1967) 1213.
- 21) H. H. Berger: Solid-State Electron. **15** (1972) 145.
- 22) N. Braslau: J. Vac. Sci. Technol. **19** (1981) 803.
- 23) B. J. Baliga and S. K. Ghandhi: J. Electrochem. Soc. **126** (1979) 135.
- 24) C. Blaauw: J. Appl. Phys. **54** (1983) 5064.
- 25) O. Nakajima: T. IEE Japan **113-C** (1993) 556.
- 26) L. L. Chang and A. Koma: Appl. Phys. Lett. **29** (1976) 138.
- 27) W. D. Laidig, N. Holonyak, Jr., M. D. Carams, K. Hess, J. J. Coleman, P. D. Dapkug, J. Bardeen: Appl. Phys. Lett. **38** (1981) 776.
- 28) K. Meehan, J. M. Brown, N. Holonyak, Jr., R. D. Burnham, T. L. Paoli and W. Streifer: Appl. Phys. Lett. **44** (1984) 700.
- 29) S. Suemura, T. Ohta, T. Kuroda and H. Nakashima: Jpn. J. Appl. Phys. Part2 **24** (1985) L463.
- 30) H. Nakashima, S. Suemura, T. Ohta and T. Kuroda: Jpn. J. Appl. Phys. Part2 **24** (1985) L647.
- 31) J. Kobayashi, M. Nakajima, Y. Bamba, T. Fukunaga, K. Matui, K. Ishida, H. Nakajima, K. Ishida: Jpn. J. Appl. Phys. Part2 **25** (1986) L385.
- 32) H. Leier, A. Forchel, G. Horcher, J. Hommel, S. Bayer, H. Rothfritz, G. Weimann, W. Schlapp: J. Appl. Phys. **67** (1990) 1805.
- 33) D. G. Deppe, L. J. Guido, N. Holonyak, Jr., K. C. Hsieh, R. D. Burnham, R. L. Thornton, T. L. Paoli: Appl. Phys. Lett. **49** (1986) 510.
- 34) L. J. Guido, J. S. Major, Jr., J. E. Baker, N. Holonyak, Jr., R. D. Burnham: Appl. Phys. Lett. **54** (1989) 1265.

## ■ 第6章 GaAs系導波路型光集積デバイスの 作製プロセスと試作評価

### 6.1 はじめに

第2章での設計/解析及び第3章から第5章までの基礎プロセス研究成果をもとに、本章において実際の導波路型光集積デバイスの試作評価を行う。まず始めに、単一モード導波路デバイスについてCAD設計パターンの最適化を行った後、必要とされる基礎的なプロセス工程の最適化を行う。次に、受動型デバイス並びに能動型デバイスの試作評価を行いその基本特性を明らかにする。さらに、最終的な「レーザ/導波路一体型PIC」の試作評価を行う。ここでは2章での解析結果をもとにFPレーザ型PICのプロセス設計について述べ、新たに実施したプロセス開発結果についても触れる。その後、DFBレーザ型PICへと展開させる。本構成でのデバイスが確立すれば、様々な受動/能動デバイスをも集積したトータルな機能デバイスへの展開も可能である。

### 6.2 低損失単一モード導波路作製のためのプロセス研究

#### 6.2.1 電子線描画によるマスク作製に関する検討

単一モード導波路においては、後述するような分岐パターン、曲線パターン等を高精度に基板に転写することが求められるため、各パターン形成にはその細密性が要求される。この場合、レーザビームによる直接描画法も利用されているが、ここではマスクアライナによるパターン一括露光法を採用し、そのためのクロムマスク形成に電子ビーム(EB)描画法を適用することとした。しかしながらこの場合、CAD入力時に最小単位 $0.001\mu\text{m}$ で入力された描画データは、データ変換ソフトウェアによりEB描画装置において認識可能な最小描画単位(Address Size: A/S)に丸め込まれる。従って、所望のパターンを高精度に得るためには、このデータ変換方法の検討が必要となる。本節では、描画データ変換のために必要とされる

時間 (CPU time) 並びに各A/Sにおいて作製されるパターンについて、CADシステム上でデータの逆変換を行うことにより、短いデータ変換時間で最適パターン形状を与えるA/S値を求める。ここでは、細密性が要求されるS-bend型曲線導波路 (6.3.1節で述べる) について検討する。

さて、使用するEB描画装置 (日本電子製) はベクタ走査型<sup>1)</sup>であり、CADにて設計された曲線パターン等は四角形の集合体に変換される。パターン頂点は設定されたA/Sで決まる座標に収束され、光進行方向であるz軸に対し、EBが偏向され所望のパターンが形成される。パターン形成条件の構築にあたっては、パターン長手方向への分割数について光波の「coherent結合長」<sup>2)</sup>を加味した見積もりを始めに行い、その後A/S値の最適化を検討した。Fig.6.1には0.1 $\mu$ m A/S時に必要とされるCPU timeで規格化した、EBデータ変換時間の結果を示す。パターンはFig.6.2に示されるS-bend型曲線である。明らかに、A/SとCPU timeとはlinearな関係は持たず、0.1 $\mu$ m A/Sに設定した場合においても大幅な変換時間は生じ得ないことが分かる。次にFig.6.2には各A/Sのパターン変換後の結果を示す。同図には参照のためCADの生データ (0.001 $\mu$ m A/S相当) も示す。素子長200 $\mu$ mで、1.0 $\mu$ m A/Sにおいては導波路が矩形な曲がりを生じ、この状態では「モードスクランプリング」等の発生にいたり好ましくない。A/S値の縮小に伴いパターンはCADデータに近似でき、0.1 $\mu$ m A/Sにおいては導波路特性に問題を生じえない程度のS-bend型曲線パターンの形成が可能となる。従って、本研究においては0.1 $\mu$ m A/Sをデータ変換の最適条件と考えマスク設計を行うこととした。

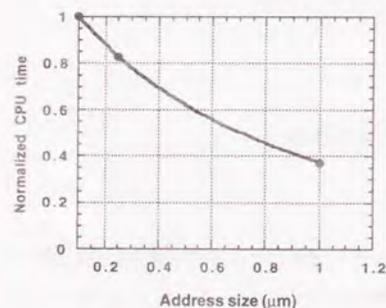


Fig. 6.1. Normalized CPU time for EB-data conversion as a function of address size.

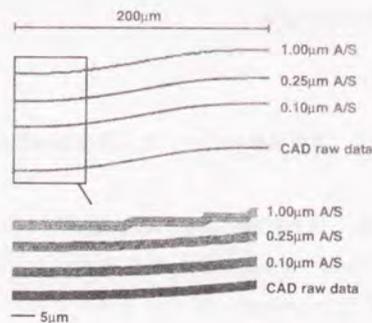


Fig. 6.2. EB-data conversion results of S-bend waveguides with CAD raw data.

## 6.2.2 埋め込み型単一モード導波路作製プロセス

本節では、第2章で論じた埋め込み型単一モード導波路デバイスを試作評価するが、その前に必要となる基礎的なプロセス項目について検討を行うこととする。

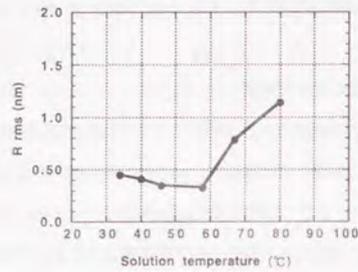
### 6.2.2.1 硫酸系エッチャント基板処理法の検討

多重量子井戸 (MQW) 等における良好なヘテロ界面を得るために、結晶成長前の基板前処理は重要な工程である。GaAs系基板の前処理法については既に様々な報告があるが、表面性状を光学的な手法により定量化した例は筆者の知る限りない。ここでは結晶成長前の表層エッチングに多用される硫酸系エッチャント<sup>3)</sup>に関して、エッチング温度と表面性状との関係を光学顕微鏡と干渉計との測定結果を比較した結果について述べる。基板前処理の手順は有機系洗浄、酸系処理、純水リンス (抵抗率16M $\Omega$ 以上) で構成される。ここで検討する硫酸系エッチャントは薬品として半導体仕様の特級 (SG-grade) を用い、組成はH<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (98%) : H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> (31%) : H<sub>2</sub>O = 5:1:1とした。一般に、粘性の高いこの系ではエッチングは「拡散律速」で進行し、精密な攪拌が要求される。ここでは温度を変化させた場合の表面モロロジーの光顕写真とミラウ型干渉計で測定した表面性状測定値 (最小自乗平均値) R<sub>ms</sub>をFig.6.3に示す。後者は250 $\mu$ m<sup>2</sup>の測定領域を256x256画素のエリアセンサにて受光しデータ処理するもので、その測定分解能は3 $\text{\AA}$ である。Fig.6.3(a)から高温状態では高い表面荒れが発生するものの、60 $^{\circ}$ C以下ではほぼ測定限界に近い表面性状を得ることができる。また、Fig.6.3(b)には表面性状の3次元出力結果を示す。一方、光顕観察 (Fig.6.3(c)) では40 $^{\circ}$ C以下では表面モロロジーは良好となり、低損失な導波路形成のために有効であることが分かる。また、この程度の低温では「反応律速」的挙動も示し、本実験においてはそれほど精密な攪拌は必要とされていない。従って、40 $^{\circ}$ C以下でGaAs表面を硫酸系エッチング処理することで、ミクロ的にもマクロ的にも優れた表面を得られることが明らかとなった。

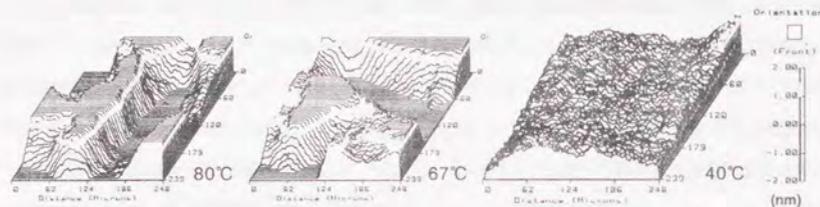
### 6.2.2.2 反応性イオンエッチング法によるGaAsエッチング条件の最適化

本節では、PIC作製に必要な不可欠な「反応性イオンエッチング (RIE: Reactive Ion Etching)」について条件の最適化を行う。RIEは対向する2つの平行平板電極間でグロー放電を励起し、一方の電極上に試料を静置しプラズマ中のイオン、中性ラジカルに曝すことで所望のエッチングを施す手段である。この場合、次のような問題点がある。

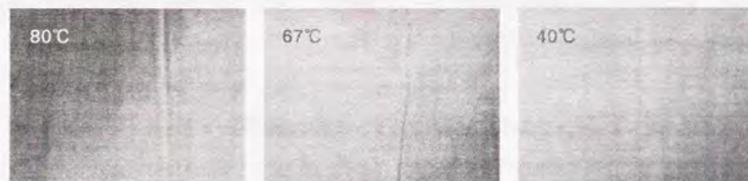
1) エッチング特性はイオンエネルギー、電流密度及びラジカルの照射量によって決定されるが、RIEにおいては独立に制御することは困難である。具体的には、高圧エッチングの場合ラジカル濃度が高いため高速エッチングであるが、イオンの平均自由行程が短く指向性に欠けるため等方的エッチング形状となる。逆に、低圧エッチングの場合、異形状形状となりうるがプラズマシースポテンシャルが高く (イオンエネ



(a)



(b)



(c)

Fig.6.3. (a) Surface roughness as a function of acid solution temperature, (b) measured surface profiles (area: 250 x 250 $\mu$ m<sup>2</sup>), (c) optical microscope images of surface morphology (X 20).

ルギーが高く), エッチング表面の損傷が懸念される。

2) 適用するRIE装置はロードロック方式を採用していない従来型である。従って, 試料交換時に反応室が大気に曝され, 結果として反応室側壁に塩酸分子が吸着形成され, 側壁の腐食を促進し装置保守に課題を与える。また, プラズマ励起時には解離しエッチング特性に変化を与えることも懸念される。

これらの問題点を回避するために最近では, ロードロック方式を採用した反応性イオンビームエッチング(RIBE)の適用が主流となりつつある。しかしながらここでは, 1)の問題点については, 以下に述べるようにエッチング条件を精密に制御することで再現性の高いエッチングを達成し, また, 2)については, 装置のパーズライン等に工夫を加えると共に, 腐食系ガス使用前には不活性ガスパージ及びCF<sub>4</sub>/O<sub>2</sub>系プラズマ処理を重ねることで回避できている。

さて, ドライエッチングには, 電気陰性度, 電子親和力の高いハロゲンガスが多用されるが, Table 6.1に示すように反応生成物の低い沸点(高い蒸気圧)からCl系ガスが選択される。その反応機構は下記のように考えられている。

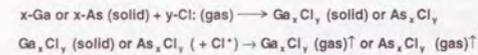


Table 6.1. Reaction products and boiling point.

反応生成物	沸点(°C)	反応生成物	沸点(°C)
AlF <sub>3</sub>	1,291	InBr <sub>3</sub>	632
AlCl <sub>3</sub>	183	PF <sub>3</sub>	-75
AlBr <sub>3</sub>	263	PF <sub>5</sub>	-101
GaF <sub>3</sub>	1,000	PCl <sub>3</sub>	162
GaCl <sub>3</sub>	535	PCl <sub>5</sub>	76
GaCl <sub>2</sub>	201	PBr <sub>3</sub>	106
GaBr <sub>3</sub>	279	PBr <sub>5</sub>	173
InF <sub>3</sub>	>1,200	AsF <sub>3</sub>	-53
InCl	608	AsF <sub>5</sub>	-63
InCl <sub>2</sub>	560	AsCl <sub>3</sub>	130
InCl <sub>3</sub>	600	AsBr <sub>3</sub>	221

ここでは, RIE装置ガスパージライン及び排ガス処理装置の設置, 装置本体の全面的な保守改良を行った後に, 新たに得た実験結果について述べる。

まず, 本実験においては下記の2つの理由によりBCl<sub>3</sub>/Cl<sub>2</sub>系混合ガスを採用した。

1) GaAs系においては残留ガス中のH<sub>2</sub>O, O<sub>2</sub>による加工表面酸化に起因するエッチレートの低下, 更にAlGaAsにおいては自然酸化膜によるエッチレートの低下が危惧される。還元性ガスであるBCl<sub>3</sub>を導入することで得られるプラズマはH<sub>2</sub>O, O<sub>2</sub>をゲッターリングし, これらの影響を緩和する効果を有する点。

2) BCl<sub>3</sub>が側壁に保護膜を堆積する作用を有するため, 異方性エッチングに適する点。

筆者は既にCl<sub>2</sub>ガスのみによるエッチングを試みているが, エッチング初期のラグタイムが安定せず, 再現性の高いエッチングレートを得ることは困難であることを確認している。実験に際しては, データの信

信頼性を高めるため、ポジレジストをマスクとした開口率を固定しエッチング圧力を精密に固定する手法をとった。最適エッチング条件抽出にあたりそのパラメータは多数存在するが、ここでは最も重要であった背景圧力と材料ガスに関する項目についてのみ述べる。エッチング条件は以下の通りである。

- |                                   |  |
|-----------------------------------|--|
| ○背景圧力 (Back pressure) : パラメータ     | ○エッチング圧力: 25mTorr                              |
| ○エッチングRF出力: 0.34W/cm <sup>2</sup> | ○エッチング時間: 100s                                 |
| ○セルフバイアス (陰極降下電圧) : <440V         | ○ガス比率BCl <sub>3</sub> /Cl <sub>2</sub> : パラメータ |
| ○カソード材料: Si                       | ○アノード/カソード間距離: 50mm                            |

### 1) 背景圧力 (背圧) 依存性

残留ガスにより物理的なバックエッチングに伴う増速効果がFig.6.4のように確認された。望まれる背圧は $2 \times 10^{-4}$ Torr以下と結論される。また、エッチング表面性状をSEM (Scanning Electron Microscope) による観察を行ったところ (Fig.6.5)、高い圧力ほどエッチング表面の荒れが認められるが、 $5 \times 10^{-4}$ Torr以下で表面性状は良好となることが明らかとなった。

### 2) エッチングガス比率依存性

Cl<sub>2</sub>ガスの増量によって塩素ラジカル (Cl\*) が増加し、Fig.6.6に示すようにエッチング速度は大幅に増加する。また、形状も等方性エッチングを呈するとともに表面性状も劣化することがFig.6.7より明らかである。

以上の結果より、エッチング表面損傷を抑制し、かつ垂直端面を形成できる標準条件を次のように設定した。この場合のエッチング速度は38Å/s (GaAs) である。

- |   |
|---|
| ○背景圧力 (Back pressure) : < $2 \times 10^{-4}$ Torr   |
| ○エッチング圧力: 25mTorr   |
| ○エッチングRF出力: 0.34W/cm <sup>2</sup>   |
| ○セルフバイアス: <440V   |
| ○ガス比率BCl <sub>3</sub> /Cl <sub>2</sub> : 6=24(sccm)/4(sccm) (Cl <sub>2</sub> 流量制御性を含めたもの) |
| ○カソード材料: Si   |
| ○アノード/カソード間距離: 50mm   |
| ○カソード側基板温度: 23.0°C ± 0.5°C  |

## 6.2.2.3 埋め込み型導波路の作製プロセス

### 6.2.2.3.1 MBE成長の基本特性

導波路デバイス試作にあたっては、Fig.6.8のプロセスフローに示すように第1成長を分子線エピタキシャル (MBE) 装置 (日本真空製MBC-508) により2インチウエハ上に形成し、その後所望のチャネル導波路パターン形成後にLPE法により第2成長を施す手法をとった。詳細は省略するが、同MBE装置に関しての下記の基礎データの収集を行った後に本成長を行うこととした。

- 1) 成長速度の抽出: Flux測定とRHEED測定からの成長速度との相関関係の抽出。

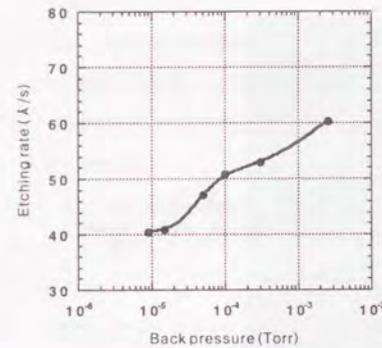


Fig.6.4. Etching rate as a function of back pressure in RIE.

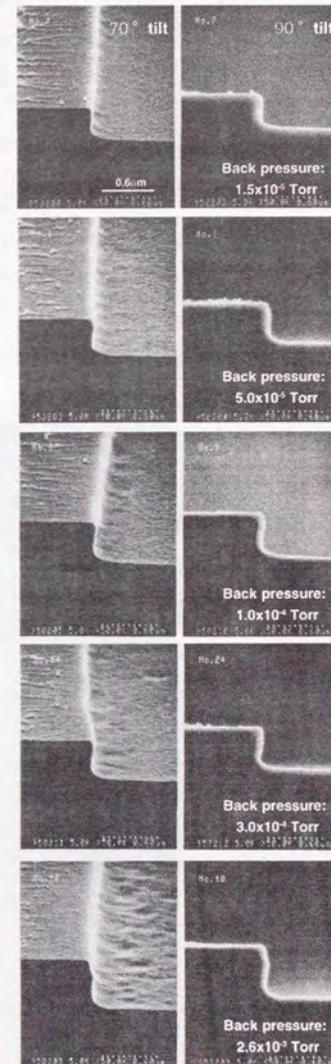


Fig.6.5. SEM micrographs of back pressure dependence in RIE.

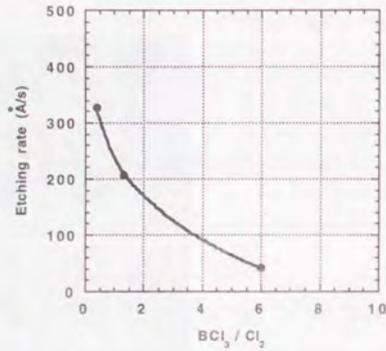


Fig.6.6. Etching rate as a function of BCl<sub>3</sub>/Cl<sub>2</sub> in RIE.

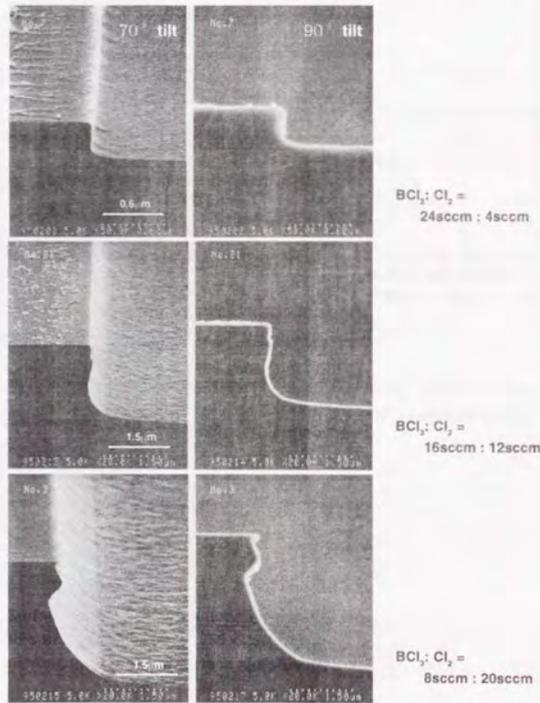


Fig.6.7. SEM micrographs of BCl<sub>3</sub>/Cl<sub>2</sub> dependence in RIE.

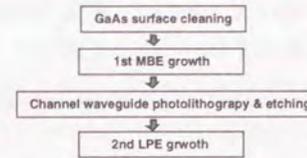


Fig.6.8. Process flow of the buried waveguide.

2) ドーピング特性評価: Be, Siのドーピング特性評価.

3) 面内分布測定: ここでは基板静止状態による成長を行い, 生ずる面内分布を定量化し導波路設計への帰還をかける.

また, 同装置によるGaAs/AlGaAs系成長薄膜のホール移動度についてはHEMTを作製し測定を行い, 101,200cm<sup>2</sup>/Vs (77K), 5,400cm<sup>2</sup>/Vs (300K)なる結果を得ていることを付記する.

6.2.2.3.2 埋め込み型導波路の試作

まず, 埋め込み型単一モード直線導波路を作製し, その伝搬損失の評価を行う. さて, 第2章でも示したが, ここでの単一モード導波路構造を後述するFig.6.15の挿入図に示す. MBE成長は成長温度580℃程度(実際: 測定温度~700℃)で行い, V/III比は2~4で行った. ここで云うV/III比はフラックス比で定義され, すなわち単位時間/単位面積内に基板上に到達するV族原子数 (As<sub>2</sub>分子数) とIII族原子数との比で示される. 以下簡単に説明する. この場合のフラックス測定は超高真空ゲージによりその分子線の等価的な圧力Pを求めるものであり, 原子の個数を直接把握することはできない. このPは真空ゲージに流れるイオン電流*i*に比例し, さらに*i*はその分子の密度とイオン化係数*l*との積に比例するため, 次式が成り立つ.

$$P \propto i \propto l \cdot n \quad (6.1)$$

また, フラックス強度*J*はその分子密度*n*と速度*c*から定義され,

$$J = n \cdot c \quad (6.2)$$

結果的に次式になる.

$$J \propto \frac{P \cdot c}{l} \quad (6.3)$$

気体の運動論から分子の速度は定義され, *J*について次式が得られる.

$$J \propto \frac{P}{l} \sqrt{\frac{T}{M}} \quad (6.4)$$

ここで*T*は気体の絶対温度, *M*は分子の質量である. 以上により, 物質Aと物質Bとのフラックス比は次式となる.

$$\frac{J_A}{J_B} = \frac{I_B P_A}{I_A P_B} \sqrt{\frac{M_B T_A}{M_A T_B}} \quad (6.5)$$

一方, イオン化係数は*N<sub>2</sub>*のそれに対する相対的な値で求められており, *I<sub>Ca</sub>*:1.70, *I<sub>Al</sub>*:0.93, *I<sub>As</sub>*:6.02であ

る、以上によりV/III比を求めることが出来る。一例として、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 成長時の代表的なV/III比をTable6.2に示す。

Table6.2. Estimated V/III ratio of  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  growth.

X	$\frac{J_{\text{As}}}{J_{\text{GaAlx}}}$
0.07	3.86
0.35	2.39

さて、この結晶成長温度においては、2次元核成長モードにて成長が行われるため、GaAs (001) 面のAs安定化条件が得られ(2 x 4) RHEEDパターンを観察した。[110]方向からの観察による2 x 周期観察により結晶成長後、400°C程度以下の基板温度において、C(4x4)構造のRHEEDパターンによりAsの過剰吸着された表面再構成を確認した<sup>注1)</sup>。

次にMBE成長後にRIEにより垂直端面を有する導波路を形成し、第2LPE成長は温度800°C、過冷却度 $\Delta T$ 4°Cで行った。工程をFig.6.9に示す。使用したLPE装置は高純度グラファイトを基材とする一般的なスライドポート法を採用しているが、次のような工夫が施されている。

- 1) Al組成 $x=0.35$ まで対応できるように酸素の混入を極力抑制する工夫：具体的には、反応管上流は、極力バルブ、継ぎ手を加えない構成とし、反応管下流側には露点計を導入。
- 2) 反応管開放後の大気汚染を抑制する工夫：コールドトラップ付きロータリーポンプで排気し(10<sup>-7</sup>Torr程度)、その後H<sub>2</sub>還元ガスにてバージを繰り返すプロセス上の工夫。
- 3) 温度プロファイルコントローラの精度を0.1°Cとした制御系の工夫。

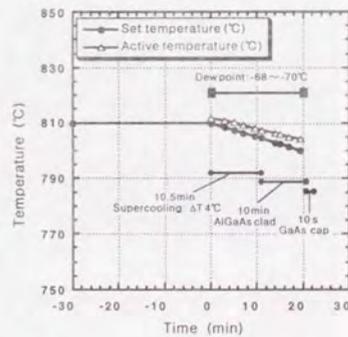


Fig.6.9. Typical 2nd LPE process flow.

注1) 第2ラウエゾーンの表面構造に由来するストリークが第1ラウエゾーン(バルク周期を表すストリーク)とバルクの周期で1/4ずれていること<sup>4)</sup>に起因しており、RHEEDパターン観察により明瞭に判定できる。

4) グラファイトポートウエル形状の工夫。

結晶成長温度は700°C、若しくは800°Cであるが、この場合の不純物ドーパントはSn (n型)とGe (p型)である。デバイス作製にあたっては、ドーパント量とキャリア濃度との相関並びにnon-dopeレベルの自由キャリア濃度を明確にする必要がある。その測定結果をFig.6.10に示す。また、ノンドープレベルは $5 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$ であることも明らかとなった。第2LPE成長後の断面SEM像をFig.6.11に示す。2 μm幅の単一モード導波路は良好に埋め込まれ、導波路端部には「thermal deformation」も発生している。また、この端面の構造変化においても導波路の等価屈折率には大幅な変化を与えず、単一モードを保持することは解析により明らかにしている(6.3.1.1節参照)。

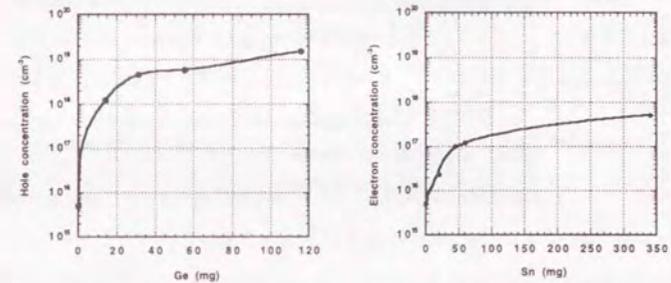


Fig.6.10. LPE doping characteristics using C-V carrier concentration profiler. (a) Ge doping, (b) Sn doping. Growth: 800°C, Ga: 0.5cc.

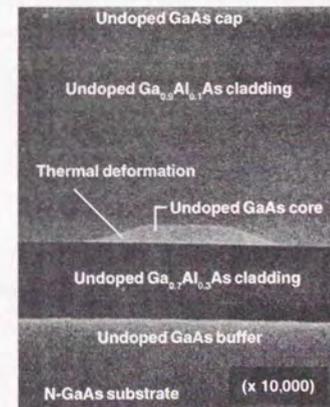
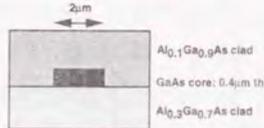
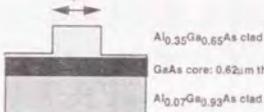


Fig.6.11. Cross sectional SEM micrograph of the buried single-mode waveguide.

作製した導波路について、カットバック法によりNd:YAGレーザ (1.064  $\mu\text{m}$ ) を用いた伝搬損失評価を行った結果をTable 6.3に示す。本実験においては、埋め込み型、装荷型とも1.5dB/cm以下と比較的伝搬損失は低く、PICへの適用は可能であるものと結論づけられた。

Table 6.3. Waveguide structure and measured propagation loss.

Type	Structure	TE mode	Loss
Buried		Single	1.0 dB / cm
Strip-loaded		Single	1.5 dB / cm

### 6.3 導波路デバイスの試作評価

本節では、6.2節で試作された2種の構造について、受動型及び能動型導波路デバイスを試作評価し、レーザ集積PICへの展開の布石とする。

#### 6.3.1 受動型導波路デバイスの試作

埋め込み型導波路について、素子の縮小化に求められる項目についての検討を行う。

##### 6.3.1.1 S-bend型単一モード導波路の分岐角評価

光パワー分割用の定角2分岐導波路において分岐角 $2\theta_B$ の場合、入力導波路中の導波モードの波面に対して出力分岐中の導波モードの波面は、必然的に $\theta_B$ の傾きを有する。一般に分岐点での高次モード発生を抑えるため、分岐前にテーパ導波路(1/250rad程度)を設ける工夫がされるが、放射損失を抑えるためにも $\theta_B$ は本質的に小さくできず、素子長の縮小は一般に困難となる。ここでは、下記の式(6.6)に示す正弦波関数のS-bendパターン<sup>3)</sup>を導入し、そのS-bend導波路を挿入したことによる損失、すなわち過剰損失を見積

もることから素子の縮小化への検討を行う。

$$y(x) = \left[ \frac{h}{L}x - \frac{h}{2\pi} \sin\left(\frac{2\pi}{L}x\right) \right] \pm \frac{w}{2} \quad (6.6)$$

ここで $w$ は導波路幅、 $h$ は $y$ 方向への素子の曲がり量、 $L$ は素子長を示す。素子作製後の評価結果をFig. 6.12(a)に示す。分岐角 $\theta_B$ の定義はFig. 6.12(b)に示す。明らかに $\theta_B=0.05\text{rad}$  ( $=1/20\text{rad}$ )においても過剰損失は0.5dB以下と低く、Ti:LiNbO<sub>3</sub>導波路など一般に適用されている $\theta_B=1/100\text{rad}$ に比して、大幅な縮小が期待されるものである。

次に、Fig. 6.11に示した2  $\mu\text{m}$ 幅の単一モード導波路端部のthermal deformationによる構造変化による、導波路の等価屈折率の変化を解析する。Fig. 6.13に示すように、taper領域を含むコア部全体が一定の屈折率を有すると仮定することで、Fig. 6.11に示す実際の構造と等価となるものと考え計算を行った。また、コア中心部を2  $\mu\text{m}$ 幅と設定し、taper領域をsegmentに細分割して計算を行うこととした。計算は等価屈折率法を適用した。結果をFig. 6.14に示す。実際の $\Delta x=0.5\mu\text{m}$ 程度においても実効屈折率変化 $\Delta N_{\text{eff}}$ は-0.002%程度と見積もられ、単一モード導波路特性に影響は生じ得ないものと考察される。

#### 6.3.1.2 TE/TMモードスプリッタの試作評価

次に、PICにて光計測システムを構築する上で必要なTE/TMモードスプリッタ<sup>6)10)</sup>を、モード干渉効果を利用したデバイスにて作製する。試作にあたっては、等価屈折率法を用いて高次モードとの伝搬定数の差異をTE/TMモード双方について解析すると共に、2次元BPM法を用いてY分岐を含めたトータルな光パワーの流れを考察することとした。これまで、この化合物半導体系においてこの種の効果を利用したデバ

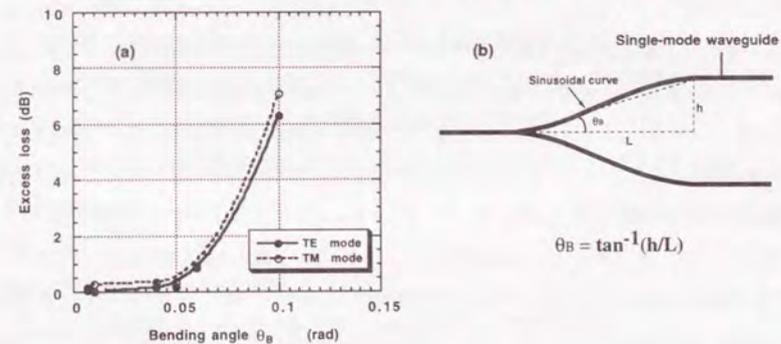


Fig. 6.12. Excess loss of S-bend Y-branch GaAs/GaAlAs-buried waveguide (a) and definition of the bending angle  $\theta_B$  (b).

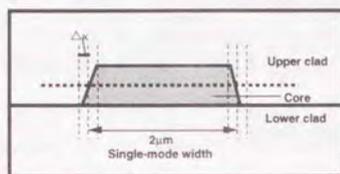


Fig. 6.13. Schematic of cross sectional waveguide.

イス関する報告例はない。

まず、今回試作した素子の全体図をFig. 6.15に示す。左端部から入射した光波はS-bend (分岐角 $2\theta_B = 1/25$ rad)に入り等分配された後、一方は参照光として他方はモード干渉領域に入射する。このモード干渉領域においては「ダブルモード導波路」を構成し、TE、TMモード光とも0次(基本)モードに加え、1次モードが生ずることになる。単一モード領域の導波路幅は $2\mu\text{m}$ 、このダブルモード領域は $4\mu\text{m}$ と設計した。モード干渉により光波はこの領域をFig. 6.16に示されるように蛇行しながら進行し、終端のY分岐導波路に接続される。ここで完全結合長は次式で示される。

$$L_c = \frac{\pi}{(\beta_{00} - \beta_{01})} = \frac{\lambda}{2\Delta N_{\text{eff}}} \quad (6.7)$$

ここで $\lambda$ は光波長、 $\beta_{00}$ 、 $\beta_{01}$ は各モードの0次、1次モードの伝搬定数、 $\Delta N_{\text{eff}}$ は等価屈折率差である。TE/TMモード間でこの伝搬定数が異なるため、ダブルモード長を最適値に選ぶことでモードスプリットが可能となる。後に述べるように、後段Y分岐後のARM1には、モード間消光比を高めるためのTEモードポライザ(金属クラッド型)も付設されている。さて、ダブルモード制御においてはコア、クラッド層の組成/膜厚の精確性が必要とされるが、この埋め込み型導波路においては第2章でも述べたように、第1成長結果を第2成長組成に帰還させることで、単一モード条件をadjustできる特徴を有する。計算から得られた $L_c$ はTEモード:  $130\mu\text{m}$ 、TMモード:  $138\mu\text{m}$ であり、上下のクラッド組成を変える工夫をしているが、 $\text{LiNbO}_3$ 等の複屈折性基板に比してTE/TMモード間の縮退の傾向は強い。次に、デバイスの測定光学系をFig. 6.17に示す。LD励起Nd:YAGレーザー(出力 $\sim 10\text{mW}$ )から出射光はグラントンプソンプリズムと半波長板により高い消光比を有するp、s偏光に分割され、対物レンズ(高NA)によりサンプルに入射する。導波路からの出射光は光学系を経てパターン解析システム(DVS-3000: 浜松ホトニクス製)にて信号処理される。一方で、導波路伝搬損失、結合損失評価のためにプリズムで分岐した光はピンホールを介したS

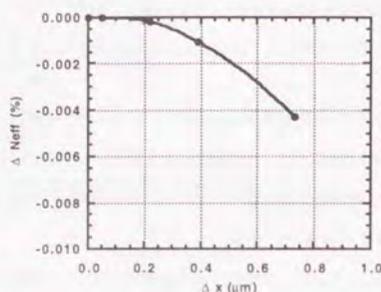


Fig. 6.14. Effective refractive index change as a function of waveguide thermal deformation quantity.

PDにて受光した。アライメントは導波路入射部、出射部にCCDカメラを配しCRTにて確認しながら行った。試作結果として、Fig. 6.18には干渉領域長 $L=5000\mu\text{m}$ の場合のダブルモード導波路のNFP(Near Field Pattern)を示す。TE、TMモードの各プロファイルには明確な差異が生じていることが分かる。次に $L$ の異なるデバイスを作製し評価した結果をFig. 6.19に示す。また、同図にはBPMで解析した結果(実線及び破線)も合わせて示す。設計通り $L$ に依存してY分岐出力導波路からの光量には変化を与えているとともに、BPM解析結果とも良好な一致が見られる。そこで、次式によりTE/TMモードスプリット消光比(MSR: Mode Splitting Ratio)を定義した。

$$\text{MSR} = 10 \log \left( \frac{\text{TE-output-power ratio from ARM1}}{\text{TM-output-power ratio from ARM1}} \right) \quad (6.8)$$

結果として、 $L=3150\mu\text{m}$ においてMSR: 8.2dBと見積もられた。

さらに高いMSRを得るために、TMモード導波路に対して「TEモードポライザ」の適用を検討する。ここでは一般的な金属装荷によるTEモードポライザの作製を試みる。光波長領域においては金属中の電荷の慣性効果により金属は誘電率が負で、かつ高い損失を与える誘電体として作用する。界分布解析から求められるようにTMモードはより深く金属中に浸透するため、より強く吸収損失の影響を受け、つまり金属装荷により簡便に「TEモードポライザ」が形成されることになる。一般には減衰係数の高いAlがこの種の金属として多用されるが、ここではGaAs系オーミック電極の兼用を考慮してAuを用いることとした。複素屈折率を考慮した、4層(Au/AlGaAs/GaAs/AlGaAs)の固有値方程式<sup>17)</sup>から求められる、実効的伝搬定数より得た伝搬損失と上部クラッド層膜厚との関係及び偏波モード依存性をFig. 6.20に示す。Auにおいても上部AlGaAsの膜厚制御により、10程度の高いTE/TMモード間の消光比(: TMモード伝搬損失/TEモード伝搬損失)が期待できる。ここでは埋め込み型導波路の端部の一部をRIEにてエッチングし、コア上部のクラッド厚を $0.2\mu\text{m}$ 程度まで加工後にAu(膜厚:  $500\text{\AA}$ )を真空蒸着してデバイスを完成させた。装荷長は $3000\mu\text{m}$ であり、実験的に得られたTE/TMモード間消光比は4.9であった。干渉領域長 $L=3250\mu\text{m}$ 後の一方の導波路にTEポライザを装荷した。素子端部からのTMモードの出射パターンをFig. 6.21に示す。(a)はTEポライザ装荷前、(b)は装荷後の結果である。装荷により明らかにTMモード光は吸収を受け、TE/TMのMSRは20dB以上となることが確認された。

### 6.3.2 能動型導波路デバイスの試作

本節では装荷型導波路を用いた、電界制御型能動デバイスの試作評価を行う。

デバイス作製にあたっては、p型、n型連続拡散法による横電界制御並びにショットキーダイオードによる横電界制御についての検討を行う。

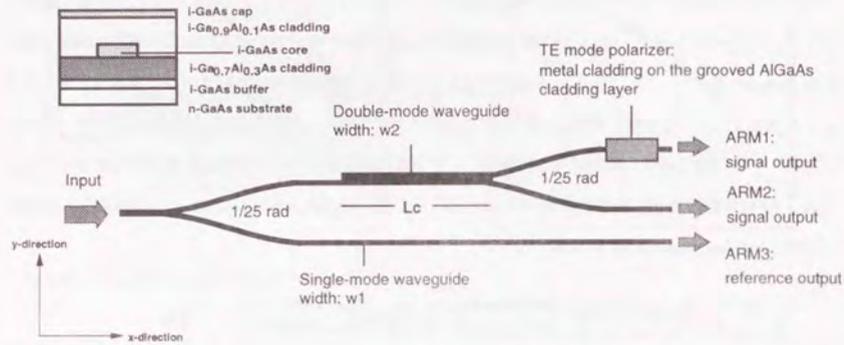


Fig.6.15. Structure of TE/TM mode splitter with S-bend-shape Y-branch waveguides.

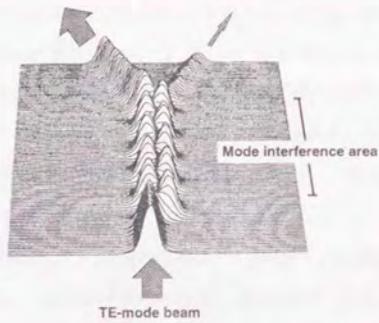


Fig.6.16. BPM result of TE/TM mode splitter using the mode interference principle.

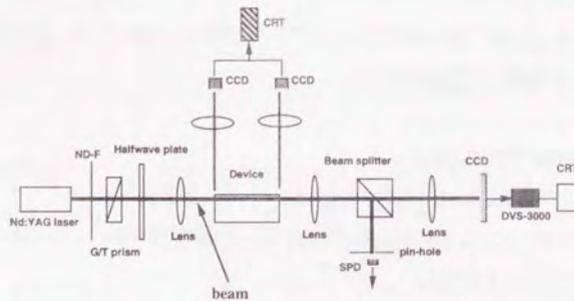


Fig.6.17. Experimental setup for optical characteristic measurement.

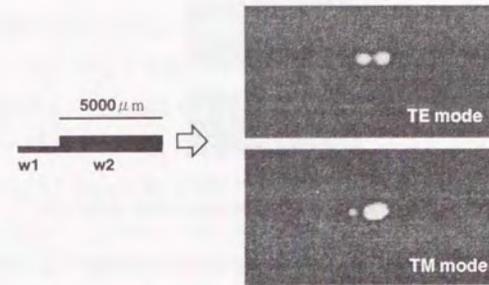


Fig.6.18. Near-field pattern of output light after propagating through 5000μm double-mode region.

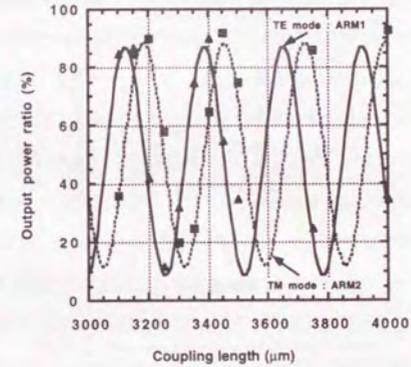


Fig.6.19. Experimental output power ratio as functions of coupling length. TE mode : ARM1, TM mode : ARM2.

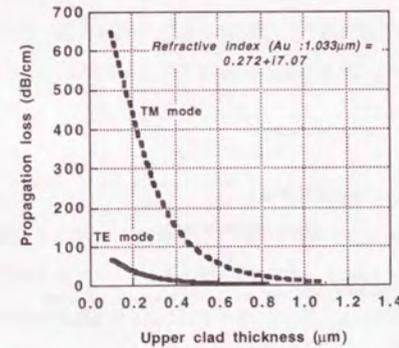


Fig.6.20. Calculated propagation loss as a function of thickness of AlGaAs-upper cladding layer with dependence on polarization mode.

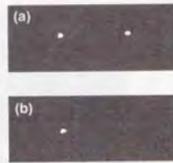


Fig.6.21. NFP of TM-mode beam.  
(a) without and (b) with Au metal on the waveguide.

### 6.3.2.1 連続拡散法による横型pinダイオードの試作とショットキーダイオードとの特性比較

第5章においては、p型、n型単体のドーピング並びにダイオードの試作を行い良好な結果を得たことを述べた。本節では横電界制御のための横型ダイオード作製のため、p型、n型不純物の順次拡散を試み、その基本特性評価を行う。プロセス工程の概略を以下に示す。基板としてはS.I.(100)-GaAsを用い、まずn型高温拡散を施した後p型拡散を行う(いずれも拡散深さ $X_j$ : 2  $\mu\text{m}$ であり、プロセスの詳細は5章を参照)。フィールド $\text{SiO}_2$ をスパッタリング成膜した後、n型コンタクトホールを開口しAu-Geからなるn型電極をパターン形成する。次に全面に層間絶縁膜として $\text{SiO}_2$ をスパッタリング法により成膜し、同様にp型電極(Au-Zn)をパターン形成し、最後にPADコンタクトとして $\text{CF}_3$ 系RIEによりn型電極を露出させ完成する。さて、電界制御において最も重要なのがダイオードの耐圧である。作製した横型ダイオードの逆バイアス印加によるIV特性測定結果をFig.6.22に示す。単体では30V程度の耐圧がp型、n型の順次拡散により-3.8V程度まで劣化し、かつ逆方向リーク電流も多い。これは順次拡散によるGaAs表面の劣化に大きく起因するものと考えられ、改良の研究を重ねたが抜本的な耐圧改善には結びつかず、p、n順次拡散による横型ダイオードは横方向電界制御には不適切と判断した。そこで、その善後策としてAlショットキーダイオードに関する検討を行った。使用したのは同一のS.I.(100)-GaAsである。ここではショットキーダイオードパターンを基板上に対極させ、バイアス印加によりいずれの場合にも逆方向特性がとれるようにした。基板洗浄法等の最適化後に得た、代表的な結果をFig.6.23に示す。通常の真空蒸着法(背圧 $2 \times 10^{-6}$  Torr以下でWポートを使用)においても逆方向リーク電流は小さく、耐圧40V以上でhard breakdownを起こし、能動デバイスへの適用が可能であることを示している。従って、本節ではこのAlショットキーダイオードを用いたデバイスの試作を試みることにした。

### 6.3.2.2 位相シフタ、モードコンバータ試作評価

本節では、Table 6.3に示す構造を有する装荷型単一モード導波路について、垂直電界を必要とする位相シフタ(マッハツエンダ[MZ]型強度変調器)、横電界を必要とするモードコンバータ(MC)を同一基板にモノリシック集積したデバイスを試作した。デバイスの概要図と素子面写真をFig.6.24に示す。特性評価として、位相変調効率を測定した結果をFig.6.25に示す。バイアス印加により良好に位相変調が達成されており、

作用電極長から得られた効率 $\delta$  ( $=\pi/(V_p L)$ )は3.5deg./V/mmであった。この値は他の報告例ともほぼ符合する値である。次に、横電界印加によるMCを評価したところ、MC電圧18V(上部位相制御印加バイアス24V)でTEからTMへのモード変換を確認した。しかしながら、現時点では試作デバイスの歩留まりが低く、第2章で述べた解析結果より予想されるバイアス値よりも高めであるとともに、素子により耐圧を超えるバイアス印加が必要とされる場合もあった。従って、現時点では再現性を含め課題が残存しているため、空乏層制御に関するさらなる検討が必要とされるものとして結論づけたい。

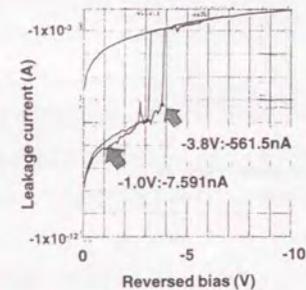


Fig.6.22. Reverse bias characteristic of lateral PIN diode.

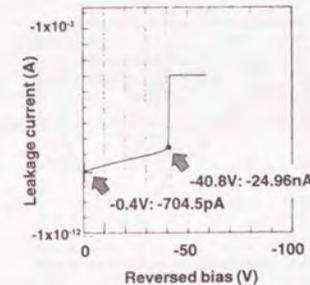


Fig.6.23. Reverse bias characteristic of Al-schottky diode.

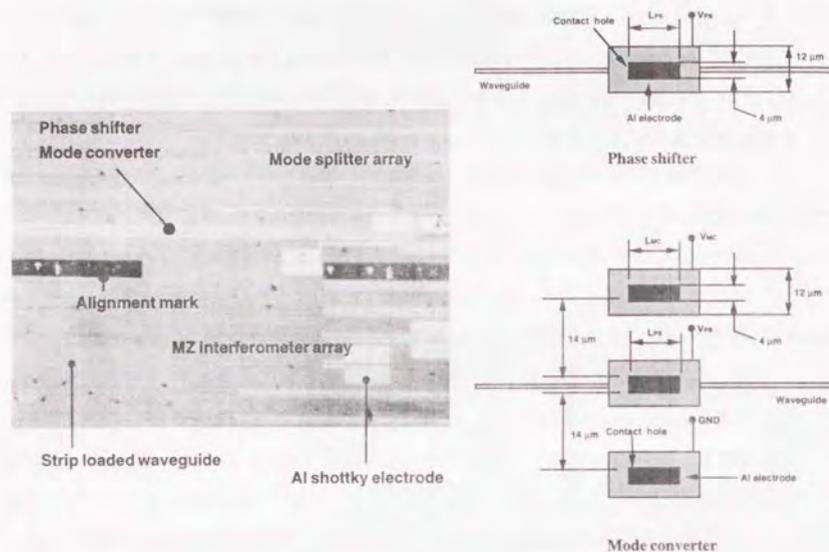


Fig.6.24. Microscopic image (a) and schematic drawing (basic structure) (b) of the integrated active waveguide devices.

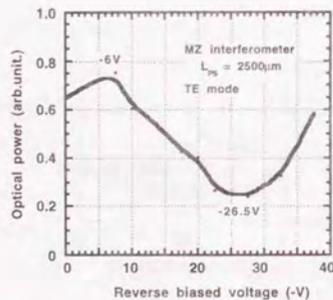


Fig.6.25. Measured characteristic of the phase shifter device.

## 6.4 FPレーザ/単一モード導波路デバイスの集積化プロセス

本節では、エッチドミラーFP (Fabry-Perot) レーザと導波路デバイス、光検出器との集積化を検討する。

### 6.4.1 FP型EFC-PICの作製プロセス設計

まず、始めに試作する素子の設計上面図をFig.6.26に示す。リッジ型レーザ側部に接地電極を設けた「横型電極レーザ」領域とY分岐装荷型単一モード導波路とがモノリシックに集積されている。また、Fig.6.27にはこの「横電極EFC型PIC (EFC: Evanescent-Field Coupling)」の作製工程とそのプロセス条件を示す。

以下にプロセス工程を順に説明する。

(工程1) 第1結晶成長を行う。ここでは、Table6.4に示す構造において、MOVPE法により2インチウエハの結晶成長を行った。基板は(100) n-GaAs<sup>(注1)</sup>のエピレディ基板を採用した。結晶成長温度は780~680°Cである。

(工程2) レーザ部の注入電流狭窄のための「レーザストライプ領域」、 「レーザメサ領域」、更に「装荷型導波路領域」を順にドライエッチング (RIE) する。メサエッチングにおいては、同時にエッチングミラーの形成も兼ねる。ここでは全て6.2節で述べたRIE条件にて処理を行った。

(工程3) 接地電極領域におけるコンタクト抵抗低減のためのn型不純物ドーピングを行う。ここでは第5章で述べたように、Sn-DSF (Sn化合物1.0wt.%含有) を使用し、RTA条件を900°C, 10min (Argas flow:100sccm) とした。これにより表面濃度 $C_s \sim 1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 、拡散深さ $x_d < 0.5 \mu\text{m}$ の浅いn型ドーピング層を形成した。

(工程4) 素子フィールド領域全体に酸化膜をプラズマCVD法等により施し、コンタクトホール並びにN型電極であるAu-Geを真空蒸着し、所望のパターニングを行う。

(工程5) デバイスの平坦化及びエッチング端部の終端のためポリイミドをコートし、所定の条件でキュアを終えた後、 $\text{O}_2$ 系ガスプラズマ処理によるエッチバックを行い、レーザ最表面 (p型層) を露出させ、かつフィールド $\text{SiO}_2$ を緩衝フッ酸 (130BHF) によりエッチオフする。

(工程6) P型電極としてAu-Znを蒸着し、パターニングを行う。

(工程7)  $\text{O}_2$ 系ガスを用いたプラズマエッチングにより、n型接地電極を露呈させ素子は完成する。

このように、フォトリソグラフィはトータル9工程の構成である。

### 6.4.2 FP型EFC-PICのプロセス評価

まず、MOVPE結晶成長後のSEM観察結果及び劈開面の顕微PL測定結果をFig.6.28に示す。これにより膜厚、組成とも設計値通りであることが確認された。また、キャリア濃度測定からもほぼ設計した濃度を満足

<sup>注1)</sup> GaAs基板の仕様は次の通りである。面方位: (100) ± 0.5°, サイズ: 2" φ, 厚さ: 350 ± 20 μm, キャリア濃度:  $\sim 1 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ , EPD < 100 cm<sup>-1</sup>.

し、アンドープレベルは $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 以下であった。Fig.6.29は(工程2)のレーザメサエッチング工程後のSEM断面像である。後にn型ドーピングを行う第2クラッド層までエッチングは進行している。また、Fig.6.30には(工程2)終了後の上面から観察した顕微鏡写真を示す。ストライプ/メサ/導波路とも極めて良好にアライメントされている。Fig.6.31には最終的なデバイス形状を示す。(工程3)におけるPECVD成膜においては、FTIR測定、偏光解析による屈折率測定、BHFエッチング速度測定から、その最適条件を抽出したものである。同薄膜のFTIR測定結果を参考までにFig.6.32に示す。なお、薄膜成長速度は $300 \text{ \AA/s}$ である。また、「表面終端用ポリイミド」については素子作製上の歩留まりを考慮し、GaAs基板と同程度の低膨張係数( $5 \times 10^{-6} [\text{K}^{-1}]$ )を有するポリイミドを適用することとした。最適条件はFig.6.28に示すが、表面埋設結果の一例をFig.6.33に示す。エッチング段差を埋設するポリイミド膜厚は $2 \mu\text{m}$ であり、 $\text{O}_2$ 系プラズマ処理により良好に表層は露呈されていることがわかる。

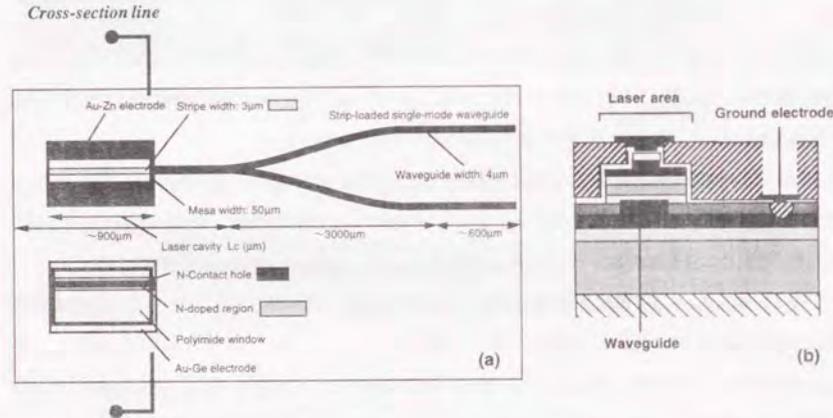
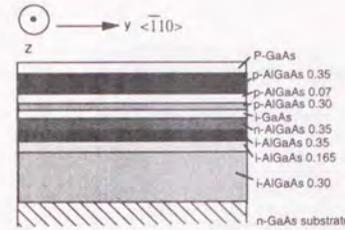


Fig.6.26. Device layout (a) and cross section (b) of the EFC-PIC.

Table 6.4. Structure of evanescent-field coupled PIC.

Section	Layer	Al mol fraction x	Thickness ( $\mu\text{m}$ )	Doping type Carrier concentration ( $\text{cm}^{-3}$ )	MOVPE growth condition			
					Growth pressure (Torr)	Growth temp. ( $^{\circ}\text{C}$ )	Growth time (s)	
Laser	GaAs-cap	0	0.3	P	$5 \times 10^{18}$	100	680	222
	AlGaAs-clad1	0.35	0.7	P	$5 \times 10^{17}$	100	780	387
	AlGaAs-guide	0.07	0.15	p	$5 \times 10^{17}$	100	780	106
	AlGaAs-barrier	0.30	0.10	p	$5 \times 10^{17}$	100	780	58
	GaAs-active	0	0.10	undoped	—	100	780	74
Waveguide	AlGaAs-clad2	0.35	0.30	N	$5 \times 10^{17}$	100	780	166
	AlGaAs-clad3	0.35	0.30	undoped	—	100	780	166
	AlGaAs-core	0.165	0.45	undoped	—	100	780	296
	AlGaAs-clad4	0.3	2.00	undoped	—	100	780	1166
	GaAs/AlGaAs-SLB*	0/0.3	0.01/0.01 (x5)	N	$5 \times 10^{17}$	100	780	77.6
	GaAs-buffer	0	0.5	N	$1 \times 10^{18}$	100	780	370
	GaAs-substrate	0	—	N	$1 \times 10^{18}$	—	—	—

(SLB\*: Super Lattice Buffer)



工程1. 第1結晶成長(MOVPE)工程

- 1.1 結晶成長
- 1.2 検査(SEM観察等)

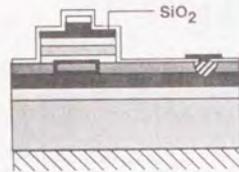
工程2. 3連続フォトリソ/エッチング工程

- 2.1 Laser stripe formation  
ボジレジスト: MPS1400-17  
露光:  $\sim 38 \text{ mJ/cm}^2$  (フィルタ無)  
現像: MF-319 30s (RT)  
RIE:  $\text{BCl}_3/\text{Cl}_2$ 系標準条件  
酸素プラズマ処理+レジストリムーバ処理+基板洗浄
- 2.2 Laser mirror formation  
ボジレジスト: TSMR-8900  
露光:  $\sim 120 \text{ mJ/cm}^2$  (フィルタ無)  
現像: NMD-3 30s (RT)  
RIE:  $\text{BCl}_3/\text{Cl}_2$ 系標準条件  
酸素プラズマ処理+レジストリムーバ処理+基板洗浄
- 2.3 Waveguide formation  
ボジレジスト: TSMR-8900  
露光:  $\sim 120 \text{ mJ/cm}^2$  (フィルタ無)  
現像: NMD-3 30s (RT)  
RIE:  $\text{BCl}_3/\text{Cl}_2$ 系標準条件  
酸素プラズマ処理+レジストリムーバ処理+基板洗浄
- 2.4 検査(SEM観察, PL測定, キャリア濃度測定等)

工程3. n型拡散工程

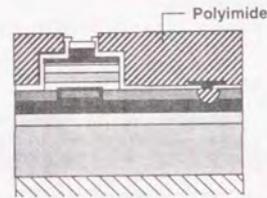
- 3.1  $\text{SiO}_2$ 保護膜形成(膜厚 $\sim 500 \text{ \AA}$ )  
 $\text{Ar}/\text{O}_2$ 系反応性スパッタリング  
成膜時圧力:  $0.5 \text{ Pa}$
- 3.2 Sn-DSF形成  
スピンコート法  
無機化キュア:  $500^{\circ}\text{C}$  (酸素雰囲気)
- 3.3 パターン形成フォトリソ/エッチング  
レジスト: TSMR-8900  
露光:  $\sim 120 \text{ mJ/cm}^2$  (フィルタ無)  
現像: NMD-3 30s (RT)  
ウェットエッチング:  $130\text{HF}$  ( $20^{\circ}\text{C}$ )  
レジストリムーバ処理+基板洗浄
- 3.4  $\text{SiO}_2$ 保護膜形成: 表面(膜厚 $\sim 12000 \text{ \AA}$ )  
PECVD標準条件  
 $\text{SiH}_4$ :  $2 \text{ sccm}$ ,  $\text{Ar}$ :  $28 \text{ sccm}$ ,  $\text{N}_2\text{O}$ :  $120 \text{ sccm}$   
Substrate temperature:  $250^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$   
Press:  $1 \text{ Torr}$   
 $\text{SiO}_2$ 保護膜形成: 裏面(膜厚 $\sim 2000 \text{ \AA}$ )  
 $\text{Ar}/\text{O}_2$ 系反応性スパッタリング  
成膜時圧力:  $0.5 \text{ Pa}$
- 3.5 開管式拡散: RTA  
標準条件:  $900^{\circ}\text{C}$ ,  $10 \text{ min}$
- 3.6 薄膜除去  
 $63\text{BHF}$ 処理+基板洗浄
- 3.7 検査(キャリア濃度プロファイラ等)

Fig.6.27 (1). Fabrication process flow of the EFC-PIC (I).



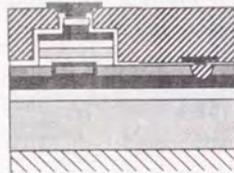
工程 4. n型電極形成工程

- 4.1 フィールドSiO<sub>2</sub>膜形成 (膜厚~3500 Å)  
Ar/O<sub>2</sub>系反応性スパッタリング  
成膜時圧力: 0.5Pa
- 4.2 n型コンタクトホール形成  
ポジレジスト: TSMR-8900  
露光: ~127mJ/cm<sup>2</sup> (フィルタ無)  
現像: NMD-3 30s (RT)  
ウエットエッチング: 130BHF (30°C)  
レジストリムーバ処理+基板洗浄
- 2.3 n型電極蒸着 (Au-Ge): 膜厚~5500 Å
- 2.4 N<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>系アニール
- 2.5 n型電極フォトリソ/エッチング  
ポジレジスト: TSMR-8900  
露光: ~120mJ/cm<sup>2</sup> (フィルタ無)  
現像: NMD-3 30s (RT)  
ウエットエッチング (1/4/80系: 30°C)  
KI: 1g/l<sub>2</sub> 0.25g/H<sub>2</sub>O. 20cc  
レジストリムーバ処理+基板洗浄
- 2.6 検査



工程 5. ポリイミド表面平坦化/保護工程

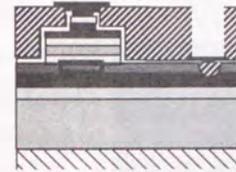
- 5.1 ポリイミド膜形成 (PIX-L110sx: 日立化成製)  
脱水ベーク (145°C, 30min)  
ポリイミドコート: 4000rpm, 60s  
プリベーク: 145°C, 30min  
ワニスリムーブ: 225°C, 30min  
イミド化: 350°C, 60min  
ポストベーク: 400°C, 10min  
降温放置  
基板洗浄
- 5.2 マスクSiO<sub>2</sub>膜形成
- 5.3 マスクSiO<sub>2</sub>膜パターン形成フォトリソ/エッチング  
(p型コンタクトホール形成パターン)  
ネガレジスト: OMR-85  
露光: ~21mJ/cm<sup>2</sup> (フィルタ無)  
現像: OMR-SL 15s (RT)  
リンス: OMR-RINSE 60s (RT)  
ウエットエッチング: 63BHF (30°C)  
レジストリムーバ処理 (剥離502A系溶液)+基板洗浄
- 5.4 検査
- 5.5 ポリイミドエッチング  
酸素プラズマ処理
- 5.6 マスクSiO<sub>2</sub>膜除去+コンタクトホールエッチング  
ウエットエッチング: 130BHF (30°C)  
基板洗浄



工程 6. p型電極形成工程

- 6.1 p型電極蒸着 (Au-Zn): 膜厚~2000 Å
- 6.2 N<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>系アニール
- 6.3 n型電極フォトリソ/エッチング  
ポジレジスト: MP1400-17  
露光: ~34mJ/cm<sup>2</sup> (フィルタ無)  
現像: MF-319 30s (RT)  
ウエットエッチング (1/4/80系: 30°C)  
KI: 1g/l<sub>2</sub> 0.25g/H<sub>2</sub>O. 20cc  
レジストリムーバ処理+基板洗浄
- 6.4 検査

Fig.6.27 (2). Fabrication process flow of the EFC-PIC (II).



工程 7. n型電極露出工程

- 7.1 マスクSiO<sub>2</sub>膜形成
- 7.2 マスクSiO<sub>2</sub>膜パターン形成フォトリソ/エッチング  
ポジレジスト: MP1400-17  
露光: ~34mJ/cm<sup>2</sup> (フィルタ無)  
現像: MF-319 30s (RT)  
ウエットエッチング: 63BHF (RT)
- 7.3 ポリイミドエッチング/レジスト剥離処理  
酸素プラズマ処理
- 7.4 検査

Fig.6.27 (3). Fabrication process flow of the EFC-PIC (III).

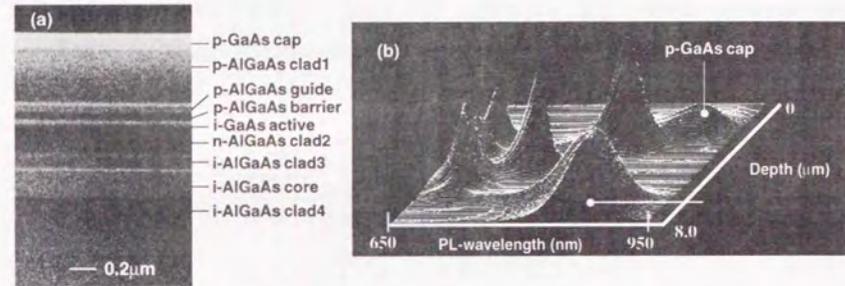


Fig.6.28. Cross sectional (a) SEM micrograph and (b) microscopic PL (at room temperature).

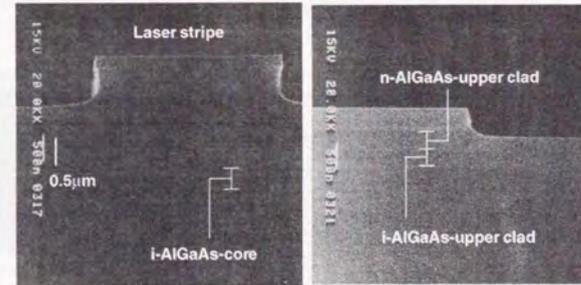


Fig.6.29. SEM images of the etched region.

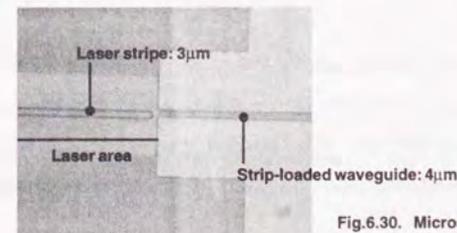


Fig.6.30. Microscopic image of the etched region.

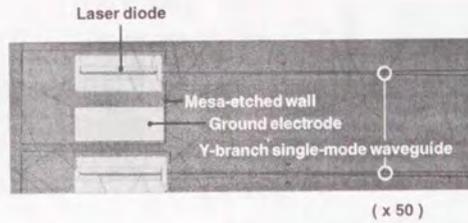


Fig.6.31. Microscopic image of the fabricated EFC-PIC.

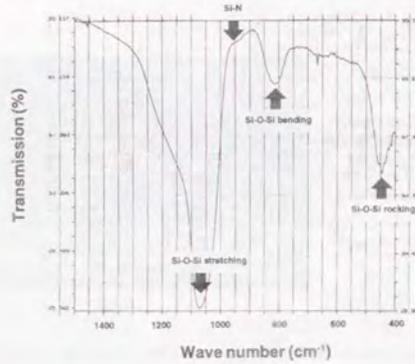


Fig.6.32. FTIR measurement result of PECVD-SiO<sub>2</sub> film.

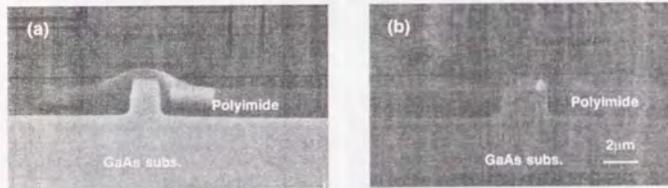


Fig.6.33. SEM images of the etched region, (a) buried with polyimide, (b) partial ashing by O<sub>2</sub> plasma.

6.4.3 FP型EFC-PICの基本特性評価

今回のデバイスは第2章で述べたように、長さ300µmを中心に様々なレーザ共振器長を有するPICを設計/試作した。ここでは共振器長320µm、ストライプ幅3µmのレーザ端側から観察したL特性をFig.6.34に示す。閾値80mA(室温パルス:繰り返し周波数:3kHz、パルス幅:300ns)でレーザ発振し、波長は0.883µm(Fig.6.35)であった。同レーザのスロープ効率は端面あたり0.25W/A、外部微分子効率η<sub>0</sub>は18%と見積も

られる。また、Fig.6.36に示されるように、導波路側からはほぼ等量の導波光が観察された。結合効率に関連する評価として、ここでは導波路端部からの光量とLD端部からの光量の比較を行い、レーザ光出力9.6mW/facetの際に導波路端から得られる光量はトータル1.2mWであった。すなわち、結合損失その他を含めた総合損失は9.0dBと見積もられる。この損失の原因としては、レーザから導波路への横方向結合損、光導波路の吸収、散乱損失等が考えられるものの、導波路端部からの出力が1.2mW程度得られているため、一通り光計測システムの集積化には対応できるものと結論される。今後は、歩留まりの向上を考慮したプロセス開発を重ね、結合長の精密な見積もり可能なPICの試作/評価が望まれる。

次に、Fig.6.37(a)には「モード干渉型TE/TMモードスプリッタ(MS)」との集積デバイスを示す。このMSは6.3.1.2節で述べたように、各横モードの0次と1次モード間の干渉について伝搬定数の差異を利用したものであるが、ここでは装荷型導波路を適用しているため埋め込み型に比して縮退は解けており、完全結合長

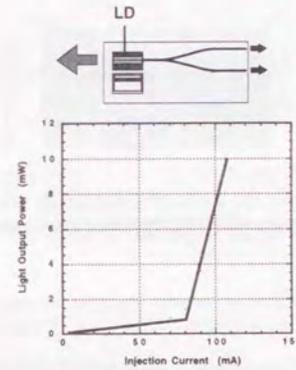


Fig.6.34. LI characteristic of the integrated laser.

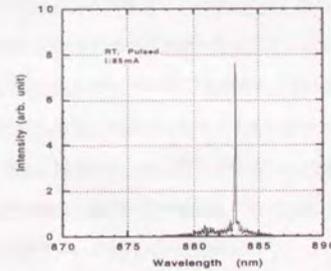


Fig.6.35. Lasing spectrum of the integrated laser. (I=1.1 · I<sub>th</sub>)

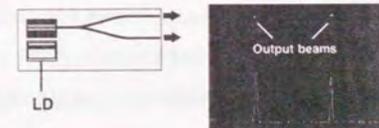


Fig.6.36. Light output from the two waveguides. (I=100mA)

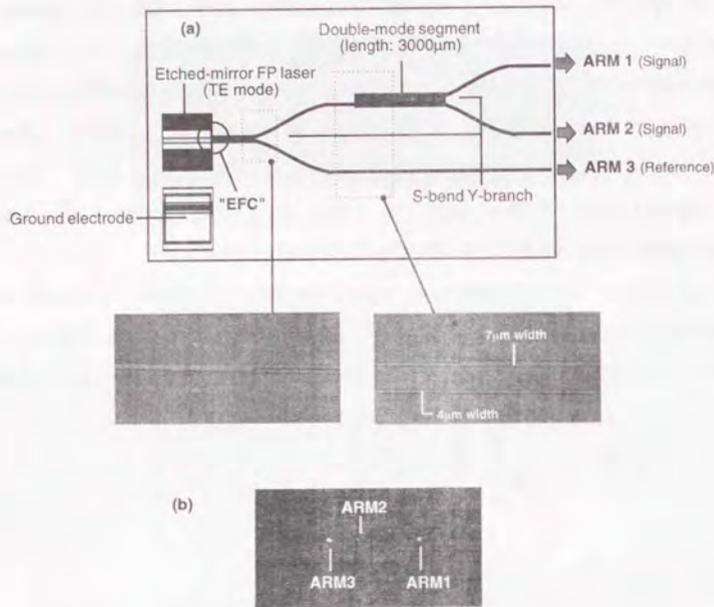


Fig.6.37. Structure of the PIC incorporating a TE/TM mode splitter (a) and NFP of the TE-mode output beams (b).

はTEモード：667 $\mu\text{m}$ 、TMモード：407 $\mu\text{m}$ と見積もられる。モード干渉（ダブルモード）領域の導波路幅は7 $\mu\text{m}$ に設定した。デバイスにおいてはダブルモード長を3000 $\mu\text{m}$ に固定してその挙動を観察した。Fig.6.37(b)には導波路射出端からのNFPを示す。本レーザの発振閾値は85mA（室温パルス）であり、7.6mW/facetのレーザ出力ではTEモード光の発振であるため、ARM1及び参照ポートであるARM3からのみ強い出力が得られていることが分かる。出力から得られたARM1/ARM2間の光強度比（消光比）は22dBと良好である。また、総合損失は14.0dBと見積もられ（導波路側からの出力0.3mW）、MSデバイス自身の過剰損失に加え素子長が長いことも起因し、Y分岐導波路単体の集積化に比べ総合損失は高い。さらに、Fig.6.38には光検出器との集積化について検討した結果を示す。光検出器は素子長300 $\mu\text{m}$ で、レーザ部と同一のEFC構造を有するフォトダイオードであり、レーザと同時に作製される。ここではバイアス無印加時の受光電流を微小電流測定計（Keithley-617 programmable Electrometer）にて測定した。レーザ発振閾値120mA近傍から受光電流は増加し、最大500nA程度の受光電流を検出した。なお、ここで試作したレーザはいずれも発振閾値が高い傾向にあるが、その原因としては以下の点が考えられる。1）試作プロセス不良。特に、電極とのコンタクト抵

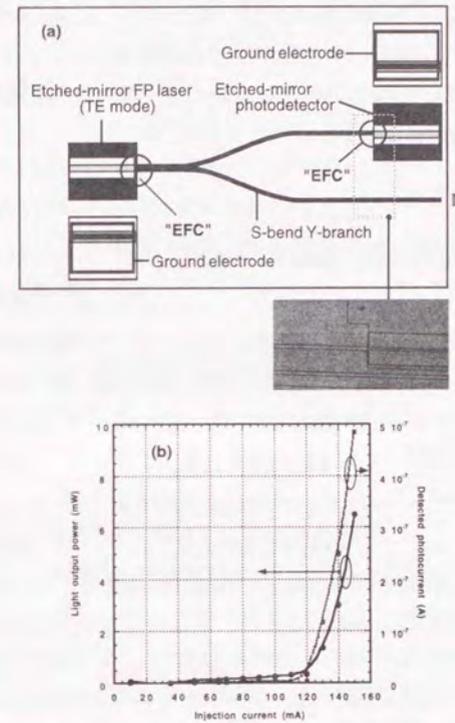


Fig.6.38. Structure of EFC-photodetector (a) and characteristics (b).

抗値が高い可能性がある。n接地層には局所的なドーピングを施しているが、P結晶層については抵抗値の確認を行っていない。デバイス製造装置の汚染や再現性を含め、未確立な範疇である。また、ポリイミドによる絶縁終端が不良であり、レーザ発振に寄与しないリーク電流の生成も考えられる。2）マスク設計面での問題。Fig.6.26に示す平面構造において、キャリア注入電極から横接地電極まで100 $\mu\text{m}$ 以上の距離を有しており、AlGaAs clad2（キャリア濃度： $5 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ ）の直列抵抗の負荷は避けられないものと予想される。これはレーザメサエッチング後のデバイスのポリイミドによる埋設、その他のプロセス上の配慮から設計したものであり、改善の余地はある。3）エッチドミラーレーザ端面の表面性状の問題。劈開に比して、RIEによる端面形成は共振器としてのミラー性能の点で劣っている可能性が高い。

#### 6.4.4 FP型EFC-PICにおける複合共振器構造に起因する縦モード解析

作製したFP型EFC-PICにおいては、利得が生ずるエッチドミラーレーザ領域外の導波路端部にもARコート

を施していないため、ここでの反射共振状態が生ずる恐れがある。Suematsuらは逆にこの複合共振器レーザを積極的に取り入れ、その縦モード間の閾値利得（反射損失）の差異を巧みに利用した単一縦モードレーザを試作<sup>18)</sup>している。ここでは彼らの解析手法に準じて、試作したPICの層構成の複合共振器構造における閾値利得に関する考察を行うこととする。

6.4.4.1 解析方法<sup>19)</sup>

計算する基本構造をFig.6.39に示す。領域I内における全電界は

$$E = [A_e E_e(x) \exp(-i\beta_e z) + A_o E_o(x) \exp(-i\beta_o z)] \exp[G(z) - \alpha z], \quad (6.9)$$

と示される。ここで $E_e(x)$ ：偶モードの電界強度分布、 $E_o(x)$ ：奇モードの電界強度分布を示す。また、 $\beta_e, \beta_o$ は各々偶モード、奇モードの伝搬定数を表す。さらに反射、伝搬、透過に関する行列をTable6.5に示す。このとき、 $R_p$ は活性層端面の反射、 $R_s$ は導波路端面での反射を表す行列である。ここで、

$$L_s = \exp[-\alpha_s l_s / 2 - i\beta_s l_s], \quad (6.10)$$

である。従って活性層端面での全反射を表す行列は次式で示される。

$$R = R_p + T_{in} L_s R_s L_s T_{out}, \quad (6.11)$$

となる。(6.11)式の右辺第1項は、活性層端面からの直接の反射を表すが、第2項は、活性層の端面を透過して領域IIを伝搬した光波が導波路端面で反射され、再び領域IIを伝搬して活性層端面に入射するという

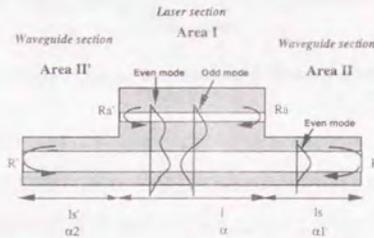


Fig.6.39. Schematic drawing of the EFC-PIC.

Table6.5. Matrices for the EFC-PIC.

Reflection matrix	Propagation matrix	Transmission matrix
$R_p = \begin{bmatrix} r_e & r_{eo} \\ r_{oe} & r_o \end{bmatrix}$	$L_s = \begin{bmatrix} L_{ge} & 0 \\ 0 & L_{go} \end{bmatrix}$	$T_{out} = \begin{bmatrix} t_e & t_o \\ 0 & 0 \end{bmatrix}$
$R_s = \begin{bmatrix} r_s & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix}$	$L_w = \begin{bmatrix} L_{we} & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix}$	$T_{in} = \begin{bmatrix} t_e & 0 \\ t_o & 0 \end{bmatrix}$

$$L_{ge} = \exp\left\{ \left[ G(l) - \alpha l \right] / 2 - i\beta_e l \right\} \quad (j=e \text{ or } o)$$

$$L_{go} = \exp\left\{ -\alpha_s l_s / 2 - i\beta_s l_s \right\}$$

過程を考慮した、疑似的な反射を表す項である。さて、領域Iにおいて、共振器内を一回りした後の光波は、

$$\begin{bmatrix} A_e' \\ A_o' \end{bmatrix} = L_g R' L_g R \begin{bmatrix} A_e \\ A_o \end{bmatrix}, \quad (6.12)$$

とあらわすことができる (f: final, i: initial)。ここで

$$L_g = \exp\left\{ \left[ G(l) - \alpha l \right] / 2 - i\beta_j l \right\}, \quad (6.13)$$

であり、 $G(z)$ は利得、 $\alpha$ は損失を示す。また、 $j$ は偶モード、奇モードを指定する ( $j=e, o$ )。レーザー発振時には、初期状態 $A$ と終状態 $A'$ が等しくなり次式が成立する。

$$\det [L_g R' L_g R - E] = 0. \quad (6.14)$$

(6.14)式より $G(l)$ を導出し、固有ベクトルを計算する。この固有ベクトルにより等価反射率 $R_{eq}$ は次式により表される。

$$R_{eq} = \frac{|R_e A_e + R_{eo} A_o|^2 + |R_{oe} A_e + R_o A_o|^2}{|A_e|^2 + |A_o|^2}, \quad (6.15)$$

また、閾値利得 $G(l)$ は次式で示される。

$$G(l) = \alpha l - \frac{1}{2} \ln(R_{eq} R_{eq}'), \quad (6.16)$$

6.4.4.2 解析結果

複合共振器構造を取り込んだ計算結果の概要を以下に示す。まずFig.6.40には、 $R_a = R_a' = 1, l_s = l_s' = 100$  ( $\mu\text{m}$ ),  $\alpha_1 = \alpha_2 = 0, \alpha = 0.15, C_0$  (最大結合係数) 0.36~1.0の条件における、等価反射率 $R_{eq}$ の端面反射率 $R$ との関係及び結合係数 $C$ 依存性を示す ( $C, C_0$ は第2章を参照)。Cの値が小さい方が $R_{eq}$ が大きくなる傾向を有している。このことはFPエッチドミラーレーザ端面においてレーザ領域に残留する光が多い方が、ここでの反射に大きく影響を受けることに起因するものと考えられる。次に、導波路の伝搬損失をも考慮した実際のEFC-PIC構造における閾値利得 $G(l)$ の波長依存性を検討する。即ち、 $R = R' = 0.32, l_s = 100$  ( $\mu\text{m}$ ),  $\alpha_1 = \alpha_2 = 2.3 \times 10^{-3}$  ( $\mu\text{m}^{-1}$ ),  $\alpha = 0.15, C = 0.5, C_0 = 1.0$ での閾値利得の波長依存性について、結合導波路側素子長 $l_s'$ をバ

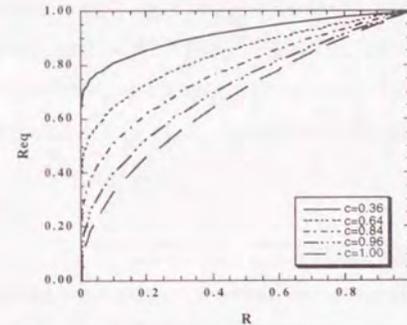


Fig.6.40. Effective reflectivity  $R_{eq}$  as a function of etched mirror reflectivity  $R$  with coupling coefficient dependence.

ラメータ (100, 500, 1000  $\mu\text{m}$ ) に解析した。結果をFig.6.41に示す。いずれも閾値利得 $G(\lambda)$  ( : 反射損失) は波長軸上で周期的であり、 $\Delta\lambda_p = \frac{\lambda_0^2}{2n(l_1+l_2)}$  の間隔で最小閾値利得点が繰り返される。縦モード間の閾値利得差により閾値利得の最小な縦モードが選択され、最終的に発振することになるが、その波長は一義的に定めることはできない。ITGレーザにおける単一縦モード発振においては $l_2$ を小さな値とし、 $\Delta\lambda_p$ を利得曲線上で十分に広くしていることが特徴である ( $l_2, l_2', R_a, R_a'$ 等を工夫することで回避可能)。Fig.6.41に示す同一波長範囲においても、 $l_2 = l_2'$ に比べ、 $l_2 \neq l_2'$ では $\Delta\lambda_p$ は縮小化の傾向を有していることが明らかである。また、閾値利得に僅かに非対称性が現れているが、これは伝搬損失 $\alpha$ に起因する。いずれにせよ、今回のエッチドミラーFP型EFC-PICは発振波長の特定の面では問題があるものの、光計測への用途には適用は可能と考えられる。

また、試作デバイスについては現時点では歩留まりに問題があるため、共振器長変化に伴う結合状態の定量的な解析が困難である。実験室のクリーン度の改善を含め、さらにプロセス工程を確立させることで、複合共振器に関する考察を含めた最適解が得られるものと期待される。

## 6.5 DFBレーザ/Y分岐単一モード導波路の集積化プロセス

前節において、FP複合共振器構造に伴う発振波長の不安定性について論じたが、RIEによるエッチドミラーFPレーザに関しては、FP端面形成の再現性等を含め様々な課題があることも事実である。そこで本節では、光源をDFBレーザとすることでそのPIC特性の改善を狙う。

### 6.5.1 DFB型EFC-PICの作製プロセス工程

プロセス工程は本質的にFP型PICに準ずるものであるが、EB描画による局所的な回折格子形成工程が含まれるため複雑となる。このDFB型EFC-PICの断面図をFig.6.42に示す。この回折格子形成のためのプロセス工程をFig.6.43に示す。具体的には、第2 L P E成長前に回折格子を所望の位置に描画するための工程 (工程1)、及び第2 L P E成長後にアライメントを可能とするための $\text{SiO}_2$ 薄膜形成パターニング工程 (工程2)、そして回折格子形成のEB描画/RIE工程 (工程3)、第2 L P E成長工程 (工程4) が付加されることになる。

#### 6.5.1.1 EB描画装置のアライメント手法の工夫

一般にEB描画装置のアライメントにおいては、Al等の金属アライメントマークを適用する方法が採用されている。しかしながらこの場合、成長前に基板表面に金属を形成することに起因するデバイスの汚染の問

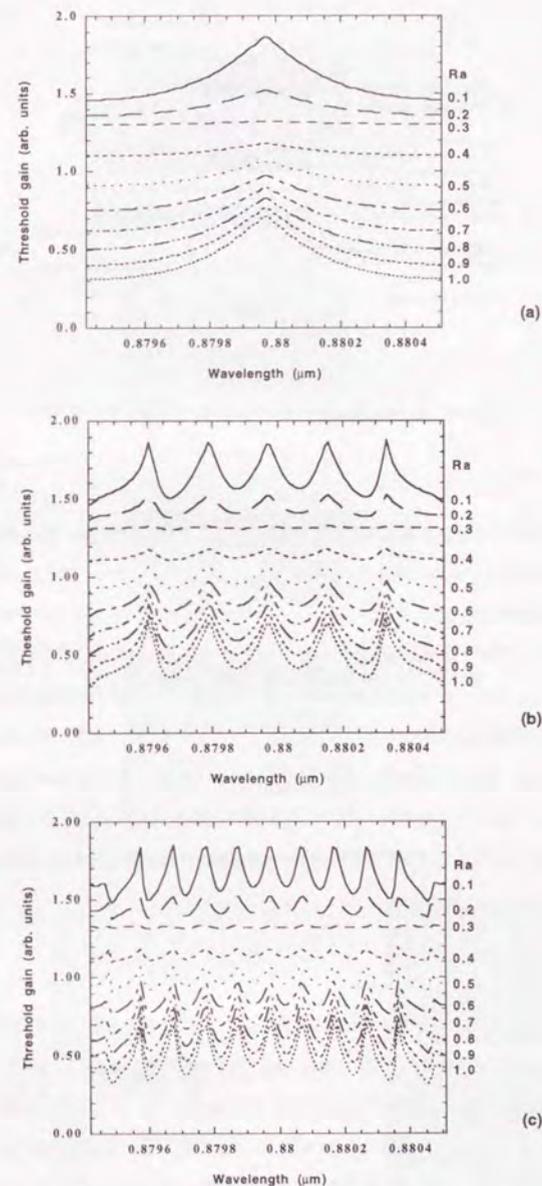


Fig.6.41. Threshold gain as a function of lasing wavelength with dependence on reflectivity  $R_a$ .  
(a)  $l_2 = l_2' = 100\mu\text{m}$ , (b)  $l_2 = 100\mu\text{m}$ ,  $l_2' = 500\mu\text{m}$ , (c)  $l_2 = 100\mu\text{m}$ ,  $l_2' = 1000\mu\text{m}$ .

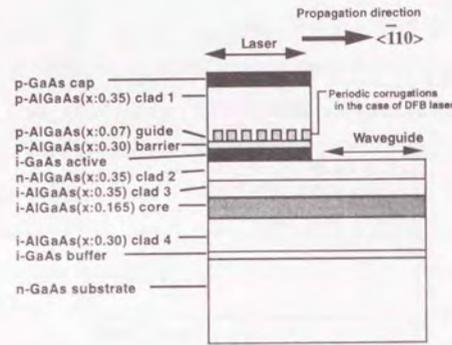


Fig.6.42. Schematic drawing of cross sectional DFB-EFC-PIC.

題、さらにはアライメント後の金属除去に関する問題等が存在する。本節では、GaAs成長基板に対し局所的なエッチングを施すことにより、高速にかつ精度良くアライメントできる工夫を行った結果について述べる。ここでは、EB描画装置に於けるアライメントを、形成した段差パターンにて発生する2次電子を検出する(SEIモード)ことで行われる。適用したパターン形状をFig.6.44に示す。アライメントのための十字線(パターン幅2 $\mu\text{m}$ )とマークを高速に検出するための短冊状のマークから構成されている。パターン検出段差としては0.3 $\mu\text{m}$ 程度以上が要求され、高電流での1次アライメント、実際の描画電流での2次アライメントを経て行われる。Fig.6.45にはSEI検出像を示す。低倍(a)でのパターン検出と高倍(b)でのアライメントの様子が理解できる。測定した本手法のアライメント精度はx方向で $\pm 0.25\mu\text{m}$ 、y方向で $\pm 0.30\mu\text{m}$ と高精度である。なお、DFBレーザストライプと回折格子の合わせ余裕はEB描画の近接効果を考慮し、片側8.5 $\mu\text{m}$ の設計とした。

6.5.1.2 試作プロセスとデバイス評価

プロセス工程に関しては、6.4節に準ずるため詳述は避け、ここでは回折格子形成工程を中心に新たに加えた工程を述べる。試作するDFB型EFC-PICにおいては、第4章で述べたように、ポジ型ZEP520レジストを利用した2次回折格子を用いることとした。ここでは、第2章で設計したように高い結合係数を得るために75%のDuty比制御を行った。Fig.6.46には局所的に形成されたRIE後のEB回折格子のSEM像を示す。露光ドーズ量制御によりほぼ目的通りのDuty比を有する回折格子が実現されている。また、Fig.6.47、Fig.6.48には第2LPE成長後の結晶成長断面とSiO<sub>2</sub>による選択成長の結果を示す。SiO<sub>2</sub>アライメント領域のみ成長は阻止されて

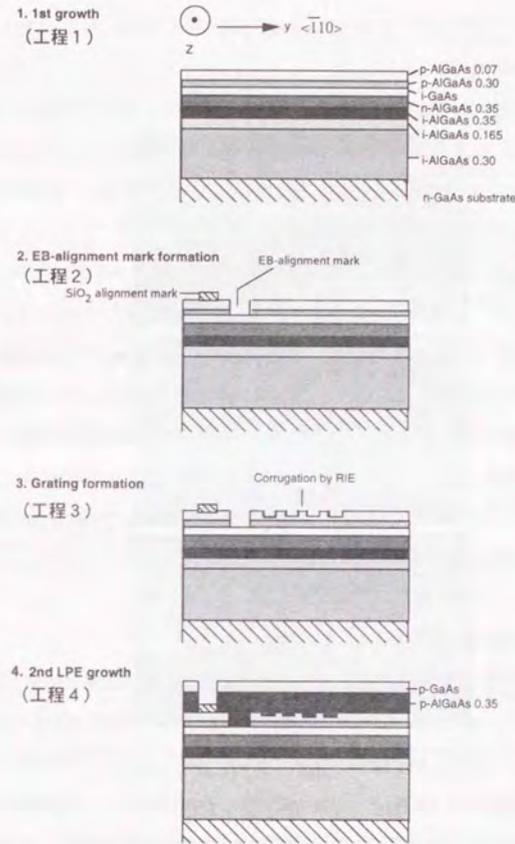


Fig.6.43. Fabrication process for the DFB-EFC-PIC.

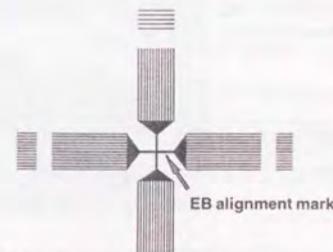


Fig.6.44. Basic pattern of the EB alignment mark.

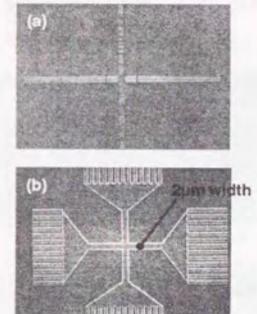


Fig.6.45. SEM images of the EB alignment mark, (a) low- and (b) high-magnification.

おり、これによりEB装置とマスクアライナとのMix&Matchingが良好に達成される。なお、LPE成長は回折格子の消失を懸念し、温度700℃にて行うこととした。

通常、FP発振モード抑圧のためにはAR (Anti Reflection) コートが施され、反射係数を $10^{-2}$ ~ $10^{-4}$ 程度とする。集積化レーザにおいては、端面に同種のコーティングを精密に行うことは困難であり、ここでは7度端面形成法<sup>20)</sup>を採用した。本方法においても反射係数を $10^{-2}$ ~ $10^{-4}$ 程度とすることが可能であり、実用上問題は生じ得ない。Fig.6.49には7度端面、導波路、n型電極形成後のデバイス上面図を示す。アライメントは良好であり、試作されたDFB型EFC-PICのレーザのL特性は、共振器長300 $\mu$ m、ストライプ幅3 $\mu$ mにおいて発振閾値は160mA (室温パルス; Fig.6.50)であった。発振波長は884.3nm (20℃; Fig.6.51)であり、その動作温度特性から測定温度範囲では全て単一モード発振が得られ、その温度依存性も0.097nm/℃ (Fig.6.52)であることからDFBレーザ発振であることが確認される。一方、LD端面からの出力6.5mW/facet時にY分岐導波路端からのトータル出力は0.5mWであり、総合損失は11.1dBと見積もられる。導波路端部からのNFPIはFig.6.53に示すように、良好な単一モードを呈している。また、損失の原因としてはFP型EFC-PICと同様の原因に加え、第2章に示したように回折格子装荷に伴う、界分布整合に関しての最適化を施していない点あげられる。次節において、後進波と前進波との結合を含めた簡単な解析を行う。

### 6.5.1.3 前進波と後進波との結合を含めた解析による一考察

ここではFP型とDFB型レーザとの相違による考察を行う。まず、第2章で述べた電界分布について、DFBレーザによる回折格子装荷に伴う電界分布の変化をFig.6.54に示す。また、レーザから導波路への光パワー移行の様子をFig.6.55に示す。ここでは回折格子界面を平均的にとらえ、回折格子のない平面に置き換えたときの伝搬方向に垂直な方向での電界分布を解析した。明らかに回折格子の付加により、FP型EFC-PICにて論じたような偶/奇モード間には良好な整合が見られず、結果的に良好な結合は得られない。また、第2章のFig.2.30には回折格子のエッチング深さと有効結合長との相関を示した。これは本質的に等価屈折率の変化に基づくものである。今回はFP型EFC-PICと同一の層構造にて試作したが、さらに最適化が必要である。

さて、FPレーザと導波路とのEFC解析では、0次モードと1次モードの干渉に加えてレーザ部分の共振条件を考慮することにより、閾値利得、両者の完全結合長 ( $L_c$ ) が導かれた。この $L_c$ は2つのモードの伝搬定数の差から決定されるが、DFBレーザ集積の場合には光波が回折格子による摂動を受けることにより、共振器内に多数の縦モードが生じることが予想される。さらにFPレーザのような簡単な共振条件による取扱いも困難となる。以上のことからDFBレーザ特有の現象を考慮することによる結合解析を以下の概念のもとに行う。

- 1) 導波路とレーザからなる系を1つの大きなダブルモード導波路と仮定する。
- 2) レーザ/導波路間の光パワー移行は共振器内に存在する複数のモード間の干渉によって生じる。

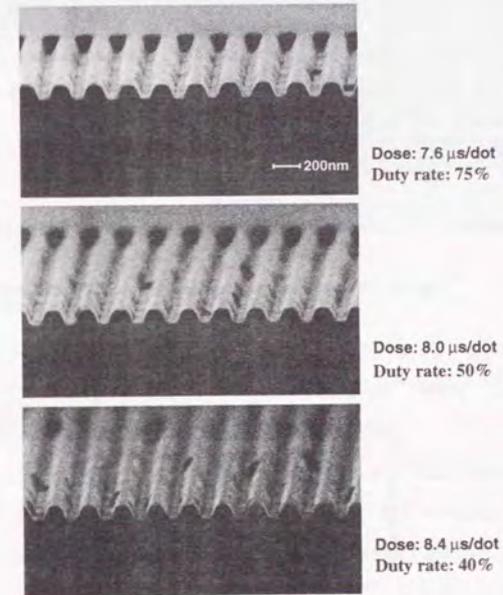


Fig.6.46. SEM micrographs of duty-controlled periodic corrugations on GaAs using ZEP-520 positive-tone resist.

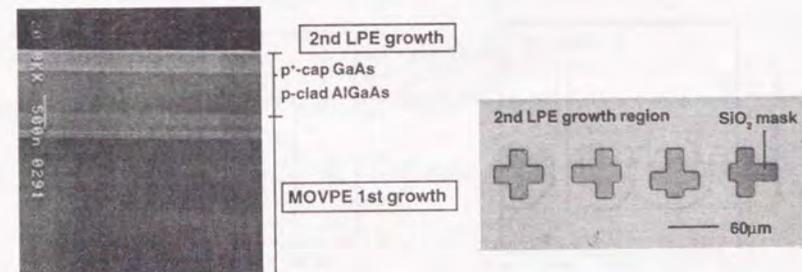


Fig.6.47. SEM micrograph after 2nd LPE growth.

Fig.6.48. Microscopic image of selective LPE growth using  $\text{SiO}_2$  mask.

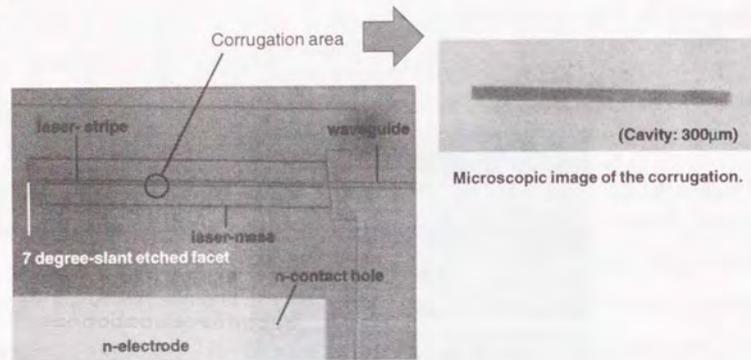


Fig.6.49. Microscopic image of the fabricated DFB-EFC-PIC.

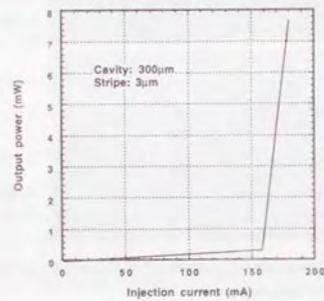


Fig.6.50.  $L/I$  characteristic of the fabricated DFB-EFC-PIC.

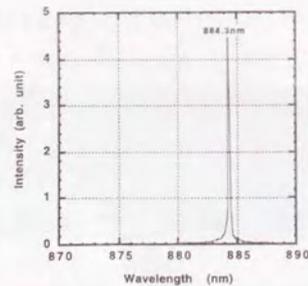


Fig.6.51. Lasing spectrum of the fabricated DFB-EFC-PIC. Lasing power: 3.6mW.

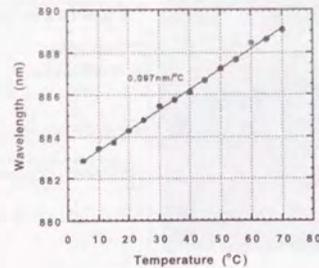


Fig.6.52. Lasing wavelength as a function of operational temperature. Lasing power: ~3.6mW.



Fig.6.53. NFP of the fabricated DFB-EFC-PIC.

3) DFBレーザと導波路の結合をダブルモード導波路内の回折格子を介した、前進波と後進波の結合として取り扱う。

4) モード結合理論<sup>21)</sup>に基づく解析を行う。

次に、TEモード光のみを考慮した実際の解析手法を示す。この系では回折格子による摂動を受けることで、モード結合方程式には次式で記述される4種の規準モード (Normal modes; Fig.6.56) が存在する。

$$E_y^{(n)}(x) = \hat{E}_y^{(n)}(x) \exp(-i\beta_n z), \quad (n=1,2,3,4) \quad (6.17)$$

但し、 $\hat{E}_y(x)$ は規格化された電界分布で、これまで通り転送行列法を用いることにより厳密に計算できる。このとき光波の伝搬方向をz軸に、層に垂直な方向をx軸にとる。ここで、偶モードの前進波に対しては、奇モードの後進波、奇モードの前進波に対しては偶モードの後進波が位相整合するものと仮定する。

$$\beta_{\text{even}} + mK = \beta_{\text{odd}} \quad (6.18)$$

但し、 $K = 2\pi/\Lambda$ であり、 $\Lambda$ は回折格子の間隔、 $m$ は結合次数を示す整数である。この場合のモード結合方程式は

$$\pm \frac{d}{dz} \tilde{a}_k(z) = \sum_l \sum_q \tilde{u}_{kl}^{(q)} a_l(z), \quad (6.19)$$

と表される。(但し、左辺の符号は $\beta_k \geq 0$ で+、 $\beta_k < 0$ で-をとる。)ここで

$$\tilde{u}_{kl}^{(q)} = -i \kappa_{kl}^{(q)} \exp[-i(\beta_l + qK - \beta_k)z], \quad (6.20)$$

である。また $\kappa_{kl}^{(m)}$ はモードkとモードlの間のm次の結合係数で、回折格子の形状がFig.6.57のような場合、

$$\kappa_{kl}^{(m)} = \frac{m\epsilon_0}{4} \int_0^g dx \hat{E}_y^{(k)*}(x) A_m(x) \hat{E}_y^{(l)}(x), \quad (6.21)$$

$$A_m(x) = \frac{n_b^2 - n_g^2}{m\pi} \sin \left[ \frac{2m\pi}{\Lambda} \left( \frac{L_1}{2} + L_2 \frac{x}{g} \right) \right], \quad (6.22)$$

となる<sup>22-24)</sup>。

このモード結合方程式をレーザ/導波路を一つの導波路と考えた系において、 $z=0$ の位置に光波が2つ入射

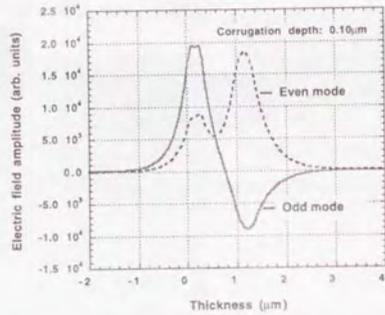


Fig.6.54. Electric field profiles of the DFB-EFC-PIC.

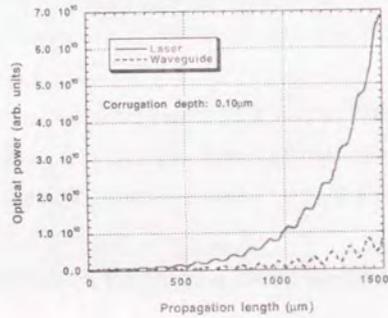


Fig.6.55. Optical power transition of the DFB-EFC-PIC.

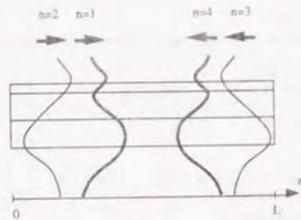


Fig.6.56. Four normal modes in the waveguide.

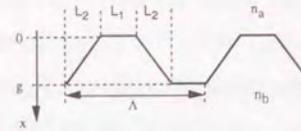


Fig.6.57. Schematic view of waveguide with trapezoidal grating.

され、また、後進波は素子端面 $z=L$ では存在しない、という条件のもとで解く。また、光パワー移行の $z$ 方向依存性はポインティングベクトルの伝搬方向に垂直な面での面積分で与えられるので<sup>25)</sup>、

$$OP^{(i)}(z) = \int_{(i)} dS \mathbf{P} \cdot \mathbf{n} \equiv \frac{\beta}{\omega \mu_0} \widehat{OP}^{(i)}(z), \quad (6.23)$$

と定義できる。但し、ここで $(i)$ はレーザ領域及び導波路領域を指定する。また上式には回折格子の周期に対応する極めて速い振動項が含まれるが、ここでは非常に小さいものと仮定し無視した。以上のようにして、DFBレーザと導波路間の光パワー移行を解析する。ここでは後進波との結合を考慮に入れない、前進波のみを仮定した結合解析結果との対比について、回折格子のエッチング深さとの関係について述べることにする。結果をFig.6.58に示す。本計算では回折格子の形成にはドライエッチング法を用いることを前提とし、サイドエッチ量がほぼ0になる形状、即ち $L_2=0$ とした。またプロセスの簡便性から2次の回折格子形成を想定し、かつ、結合係数が最大となるよう $L_1=0.75\Lambda$ とした(第2章参照)。また、進行波のみを考慮した計算との結果の比較するため、光波の波長が $0.88 \mu\text{m}$ となるよう回折格子の周期を決定した。ここでForward & backward couplingは前進波と後進波の結合を考慮した計算、Forward couplingは前進波のみを考慮した結合の場合の計算から各々求めた結合長である。同図から明らかなように、前進波と後進波の結合を考慮した結合長と前進波のみを考慮したものとは大きく異なることが分かる。今後はこの点も考慮に入れた、構造の最適化設計が必要となる。

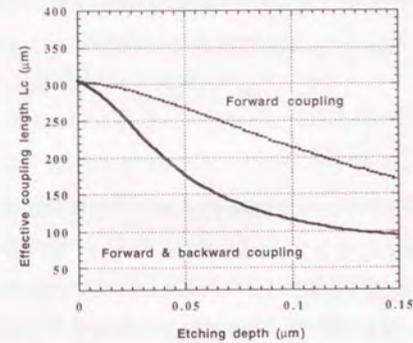


Fig.6.58. Effective coupling length as a function of etching depth in grating.

## 6.6 まとめ

本章では、第5章までのプロセス研究成果をもとに、GaAs/AlGaAs系にて単一モード導波路デバイス、並びにこれまで報告例のないエバネッセント波結合を利用した横電極型FP、DFBレーザとの集積デバイス(EFC-PIC)の試作評価を行い、以下のような結果を得ることができた。

## —導波路デバイス関連—

- 1) チャンネル導波路パターンの精密制御に要求されるフォトリソグラフィ用マスク形成法に関して、電子線(EB)描画の基本となる最小描画単位(A/S: Address Size)に注目し、CAD設計データ(0.001 $\mu$ m A/S)に対し0.1 $\mu$ m A/Sが導波路特性に問題を与えない最適な条件であることを明らかにした。
- 2) PIC達成のためのプロセス工程として、表面処理法、反応性イオンエッチング法の最適化を行った。前者は一般的な硫酸系エッチャントを適用した場合の表面性状について、干渉計を用いた定量的な評価をおこない、Rrms(自乗平均粗さ)5Å以下の最適な表面処理条件を求めた。また、後者については、BCl<sub>3</sub>/Cl<sub>2</sub>系RIEについて、垂直端面を形成し、かつエッチング表面性状が良好な条件を抽出した。結果的に、伝搬損失1.5dB/cm以下の良好な単一モード導波路の形成を確認した。
- 3) PIC構成のために必要となる、S-bend導波路、TE/TMモードスプリッタ等の埋め込み型受動型デバイスを試作評価し、良好な特性を得た。前者は正弦波関数に基づく曲がり導波路を構成し、曲がり角が0.05radにおいても損失0.5dB以下となることを実験的に明らかにした。また、埋め込みのための2回目LPE成長によって生ずるthermal deformationによっても、その導波路の単一モード特性には変化を与えないことも解析的に明らかにした。後者については、0次、1次モード間干渉状態がTE、TMモードで異なることを利用し、ダブルモード干渉領域長3150 $\mu$ mでTE/TMモードスプリット消光比8.2dBという良好なモード分離を達成した。
- 4) Alショットキーダイオードを装荷した垂直電界位相シフターを試作評価し、位相変調効率3.5deg./V/mmという良好な効率を得た。

## —EFC-PIC関連—

- 5) 偶モード/奇モード間のモードプロファイルを解析することで、モード干渉効果による結合方式において簡便に高効率な結合が可能であることを示した。結晶成長回数は、FPモードの場合で1回、DFBモードの場合でも2回であり、チャンネル導波路を集積したPICとしては最低の回数で達成される。
- 6) レーザ接地電極部を横側部に配置することで、光導波路領域(クラッド、コア部)をノンドープとすることができ、本質的に導波路の低伝搬損失化が達成される。また、導波路部への不要なキャリア注入も抑制

されることで屈折率の変動等も抑えられ、制御性に優れたPICを構築した。

- 7) Y分岐導波路、モード干渉型TE/TMモードスプリッタ及び光検出器とエッチドミラー型FPレーザとを集積一体化し、良好な結果を得た。モードスプリッタにおいては、TEモード光の射出導波路間消光比22dB、光検出器においては、最大500nAの導波路光を検出した。
- 8) Duty比75%に制御した2次回折格子を備えたDFBレーザと、Y分岐導波路との集積を達成した。総合損失は11.1dBと見積もられたが、今後回折格子装荷に伴う界分布整合の最適化、並びに前進波と回折格子による後進波との結合を考慮した設計結果も考慮に入れることで、大幅な損失低減も期待される。今後は、構造の最適化と様々なデバイスを集積化した機能デバイスへと発展させてゆきたい。

## 参考文献

- 1) 例えば、鳳紘一郎：半導体リソグラフィ技術(産業図書、1984)。
- 2) L. M. Johnson and F. J. Leonberger: *Opt. Lett.* **8** (1983) 111.
- 3) S. Adachi and K. Oe: *J. Electrochem. Soc.* **130** (1983) 2427.
- 4) M. Suvage-Kimkin, R. Pinchaux, J. Masseis, P. Calverie, N. Jedrecy, J. Bonnet and I. K. Robinson: *Phys. Rev. Lett.* **62** (1989) 563.
- 5) H. Nishihara, M. Haruna and T. Suhara: *Optical Integrated Circuits* (McGraw-Hill, New York, 1989) Chap.9, p.250.
- 6) S. C. Rashleigh and R. Ulrich: *Appl. Phys. Lett.* **34** (1979) 768.
- 7) S. Somekh, E. Garmire, A. Yariv, H. L. Garvin and R. G. Hunsperger: *Appl. Opt.* **13** (1974) 327.
- 8) O. Mikami: *Appl. Phys. Lett.* **36** (1980) 491.
- 9) D. N. Payne, A. J. Barlow and J. J. Ramskov Hansen: *IEEE J. Quantum Electron.* **QE-18** (1982) 477.
- 10) D. Yap, L. M. Johnson and G. W. Pratt, Jr.: *Appl. Phys. Lett.* **44** (1984) 583.
- 11) M. Masuda and G. L. Yip: *Appl. Phys. Lett.* **37** (1980) 20.
- 12) Jos J. G. M. van der Tol and Jan H. Laarhuis: *J. Lightwave Technol.* **9** (1981) 879.
- 13) P. -K. Wei and W. -S. Wang: *IEEE Photon. Technol. Lett.* **6** (1994) 245.
- 14) F. Ghirardi, J. Brandon, M. Carre, A. Bruno, L. Menigaux and A. Carencio: *IEEE Photon. Technol. Lett.* **5** (1993) 1047.
- 15) Y. Shani, C. H. Henry, R. C. Kistler, R. F. Kazarinov and K. J. Orlowsky: *Appl. Phys. Lett.* **56** (1990) 120.
- 16) J. J. G. M. van der Tol, J. W. Pedersen, E. G. Metaal, Y. S. Oei, H. van Brug and I. Moerman: *IEEE Photon. Technol. Lett.* **5** (1993) 1412.

- 17) H. Nishihara, M. Haruna and T. Suhara: *Optical Integrated Circuits* (McGraw-Hill, New York, 1989) Chap.2, p.18.
- 18) Y. Suematsu, M. Yamada and K. Hayashi: *IEEE J. Quantum Electron.* **QE-11** (1975) 457.
- 19) Y. Suematsu, K. Kishino and T. Kambayashi: *IEEE J. Quantum Electron.* **QE-13** (1977) 619.
- 20) D. Marcuse: *IEEE J. Lightwave Technol.* **7** (1989) 336.
- 21) A. Yariv: *IEEE J. Quantum Electron.* **QE-9** (1973) 919.
- 22) P. Correc: *IEEE J. Quantum Electron.* **QE-24** (1988) 8.
- 23) W. Streifer, D. R. Scifres and R. D. Bumham: *IEEE J. Quantum Electron.* **QE-11** (1975) 867.
- 24) W. Streifer and A. Hardy: *IEEE J. Quantum Electron.* **QE-14** (1978) 935.
- 25) A. V. Gershoig, Q. M. Grudin, M. N. Zargar'yants: *Sov. J. Quantum Electron.* **16** (1986) 1621.

## 第7章 結論

本論文は「GaAs/AlGaAs系導波路型光集積デバイス」に関し、実用化を目指した「作製プロセス技術」を中心に研究成果を纏めたものである。

現行の光計測システムにおいては、ガスレーザ又は半導体レーザ等の光源、レンズ等の光学部品、及びフォトダイオード等の光検出器を組み合わせ光学系を構成し、経時的な安定性にも十分に配慮した精密な光軸調整が必要とされる。この場合、多大な労力と時間とが要求され、要素となる基本光学系だけでも何らかの手段により緩和されれば、システム構築において極めて多大な技術革新に繋がるものと考えられる。「化合物半導体系モノリシック光集積回路 (PIC: Photonic Integrated Circuit)」はその様な位置づけの中にある最も重要な技術の一つといえ、超小型/軽量化、高信頼性、高帯域化/高速化といった特長のほか、導波路特有の現象を利用した新機能デバイスへの展開も考えられている。本研究においては短波長光計測用PICの作製に好適なGaAs/AlGaAs系III-V族半導体基板を用いたレーザ光源、光検出器、導波路デバイス等を集積一体化したモノリシック「PIC」の開発を目指し、そのデバイス構造と必要となるプロセス技術の確立に注目した。半導体レーザ単体の素子と異なり、PICにおいてはその素子長は一般に数mm以上となりうるため、広い素子領域において如何に再現性のよいプロセスを確立をするかが重要となる。この場合、必要となる集積化方式とそのプロセス技術の確立が重要な課題である。そのために本研究では、レーザ/導波路間をエバネッセント波による結合方式を採用し、さらにレーザ及び導波路構造に様々な工夫を加えることで、簡便なプロセスで高効率かつ低損失なGaAs/AlGaAs系「PIC」を開発した。また、デバイス作製においては、基礎的な理論をベースに新たなプロセス開発をも達成した。以下に本研究により得られた成果を要約する。

### 1) レーザホログラフィック露光技術を用いた高コントラスト回折格子の研究。

単色性に優れたDFBレーザの要といえる回折格子の作製に関し、「レーザホログラフィック露光 (2光束干渉露光) 技術の最適化」に着目し、使用するフォトレジスト材料の光学パラメータによる理論的、実験的アプローチを試みた結果、これまでに報告例のない高いコントラストを有し (周期 $0.255\mu\text{m}$ でアスペクト比0.8

の矩形形状), かつ現像工程においてプロセス許容幅の広いレジスト回折格子パターンを形成した。ここでは, 高解像力とプラズマ耐性のある「Novolak系ポジレジスト」をベースに考え, 始めに様々なレジストの光学パラメータを実験的に検討し, 最適なレジストの見通しをつけた。次に, 各レジストの露光パターン形状をシミュレートするにあたり, 位相シフト光学系をモデルにした, コヒーレント結像に関する理論解析を行い, さらに露光実験を行い理論と良好な整合性のある高コントラスト回折格子を形成するに至った。

## 2) 電子線描画による高微細回折格子の研究.

化学増幅型ネガレジスト (AZ-PN100:ヘキスト製) を用いた単層プロセスにより, 近接効果の影響が強い GaAs 基板上において,  $0.2 \mu\text{m}$  周期以下の回折格子を形成し基板上に転写した。始めに, Monte-Carlo 計算により電子散乱状態を GaAs, Si 両者について比較検討し, 表面蓄積エネルギーを定量化することで, GaAs 基板上で微細周期回折格子形成時に生ずる近接効果の問題を明らかにした。次に, 高微細パターン形成における電子線描画条件に関し, ビーム径の縮小化及び高加速電圧化が有利であることを PMMA レジストについて解析的に見出し, 化学増幅型レジストにおいても同様の傾向を有することを実験的に明らかにした。さらに, 同レジストプロセスにおいて重要な露光後バーク (PEB) 工程を実験的に検討し,  $95^\circ\text{C}$  までの低温化により  $\gamma$  値が 15.7 まで大幅に向上することを見出した。結果的に, この PEB 条件を用い, 高加速電圧 (50kV), 微小ビーム径 ( $6\text{nm}$   $\phi$ ), 微小ビーム電流 (2pA) の組み合わせ描画により, GaAs 基板上において  $0.12 \mu\text{m}$  周期の回折格子をレジスト膜厚 50nm で形成した。最後に, GaAs 系 DFB レーザに求められる  $0.2 \mu\text{m}$  周期以下の回折格子について, 塩素ガス系反応性イオンエッチング (RIE) による GaAs 基板への転写を確認した。また, 経時安定性に優れたプラズマ耐性ポジレジスト (ZEP520:日本ゼオン製) についても同程度の回折格子を形成し, RIE による基板への転写も確認した。

## 3) 簡易型開管式不純物ドーピングの研究.

PIC の開発のみならず, GaAs 系を中心とする III-V 族化合物半導体デバイス作製に重要な不純物ドーピング技術に関して, 複雑かつ高価な装置を必要とせずに簡便に行える, スピンオン・シリカ ( $\text{SiO}_2$ ) 薄膜を用いた, プリデポジション/ドライブイン一体型の新しい「開管式拡散法」を開発した。ここではシリカ薄膜の解析から光/電子デバイスへの適用性まで細部にわたる検討を行い, 実用化への見通しを得ることができた。具体的には, p 型不純物としては亜鉛 (Zn), n 型不純物には錫 (Sn) を適用し, X 線光電子分光などを薄膜分析をもとに, 拡散後の両者のキャリア濃度プロファイルから高い電気的活性化率とその基礎的ドーピング特性を把握した。次に, その拡散メカニズムを解析し, 両者ともキャリア濃度依存性を有した「格子間格子点位置拡散モデル」を提示した。また, AFM 等を用いた拡散表面状態の観察を行い, 拡散表面で最大 90nm 程度の凹凸を観察したが, シリカ薄膜中の不純物濃度の低減 (0.1wt.%) に伴い状態は改善され, 同時に電極金属とのコンタクト抵抗率も実用レベルである  $5 \times 10^{-6} \Omega\text{cm}^2$  以下の値を確認した。同時に, p/n 接合特性も良好な結果を得ている。一方, 横方向拡散長について, 深さ方向への拡散長との比率  $X_{\text{LD}} (X_s/X_{\text{DEPTH}})$  におい

て, Zn の場合 3.5, Sn の場合 1.2 と定量化した。この横方向拡散長が Si の場合と比べて大きいことに関し, 「Ga 空孔を介しての異常拡散と界面に形成される酸化膜形成による増速拡散」をベースにしたモデルを提案した。さらには, 急速アニール法を用いた p 型ドーピングによる横方向注入レーザも試作し, 閾値 15mA (室温パルス) でのレーザ発振を確認した。結論的に, III-V 族化合物半導体デバイスへの不純物ドーピング手法として本方法の有用性を明らかにした。また, このシリカ薄膜を適用した多重量子井戸の無秩序化に関する検討をも加えた。ここでは, フォトルミネッセンス (PL) 発光波長のブルーシフト 10nm 程度が得られ, III 族原子の拡散長は 1.6nm と見積もられた。また, 無秩序化に伴う 2 結晶 X 線回折の高次サテライトピークが -16.4dB から -19.9dB (0 次/1 次抑圧比) へ減少し, また 0 次ピークの半値幅が  $67^\circ$  から  $80^\circ$  へ増加することが確認された。さらに, 横方向への無秩序化状態について空間分解顕微 PL 測定を行なった結果, 無秩序化は  $\text{SiO}_2$  膜の外側 (サブミクロン  $\sim 1 \mu\text{m}$  程度) から始まり, 内側 (数  $\mu\text{m}$  程度) に向かい傾斜的に分布することを明らかにした。このシリカ薄膜を用いたプロセスにおいては, PL 強度差 10% の範囲では  $2 \mu\text{m}$  程度の無秩序化の横方向制御が可能と見積もられた。

## 4) 受動型/能動型単一モード導波路デバイスの研究.

半導体レーザを集積した「モノリシック PIC」の基礎となる受動型/能動型単一モード導波路デバイスについて検討した。始めに, チャネル導波路パターンの精密制御に要求されるフォトリソグラフィ用マスク形成法に関して, 電子線描画の基本となる最小描画単位 (A/S: Address Size) に注目し, CAD 設計データ ( $0.001 \mu\text{m}$  A/S) に対し  $0.1 \mu\text{m}$  A/S 以下が導波路特性に問題を与えない最適な条件であることを明らかにした。次に, 求められる作製プロセス及び試作したデバイスの基本特性について, 以下のような結論を得た。まず, 表面処理法, 反応性イオンエッチング法の最適化に関し, 前者は一般的な硫酸系エッチャントを適用した場合の表面性状について, 干渉計を用いた定量的な評価をおこない,  $R_{\text{rms}}$  (自乗平均粗さ) 5 Å 以下の最適な表面処理条件を求めた。また, 後者については,  $\text{BCl}_3/\text{Cl}_2$  系 RIE について, 垂直端面を形成し, かつエッチング表面性状が良好な条件を抽出した。結果的に, 伝搬損失 1.5dB/cm 以下の良好な単一モード導波路の形成を確認した。また, PIC 構成のために必要な S-bend 導波路, TE/TM モードスプリッタ等の埋め込み型受動型デバイスを試作評価し, 良好な特性を得た。前者は正弦波関数に基づく曲がり導波路を構成し, 曲がり角が  $0.05\text{rad}$  においても損失 0.5dB 以下となることを実験的に明らかにした。また, 埋め込みのための 2 回目 LPE 成長によって生ずる thermal deformation によっても, その導波路の単一モード特性には変化を与えないことも解析的に明らかにした。後者については, 0 次, 1 次モード間の干渉状態が TE, TM モードで異なることを利用したデバイスを作製し, モード干渉領域長 3150  $\mu\text{m}$  で TE/TM モードスプリット消光比 8.2dB という良好なモード分離を達成した。さらに, 電気光学効果を用いた能動制御導波路デバイスについては, その空乏層による電界ポテンシャル制御状態を, GaAs/AlGaAs ヘテロ界面を考慮してドリフト拡散モデルにより求めた。実験的には, Al ショットキーダイオードを装荷した垂直電界位相シフターを試作評価し, 位相変調効率  $3.5\text{deg}/\text{V}/\text{mm}$  とい

う良好な効率を得た。

#### 5) モノリシックPICの研究.

最終的な形態である「モノリシックPIC」について、「半導体レーザと単一モード導波路との集積化」のための結合方式を中心に検討した。ここでは、レーザ部と導波路部とが垂直方向に光結合しモード干渉効果を得る「エバネッセント波結合 (EFC) 方式」を採用した。また、半導体レーザを横型電極構造とし、導波路を上部クラッド2層構成の装荷型とする、新しい構造を提案し試作した。結果的に、偶モード/奇モード間のモードプロファイルを解析することで、この結合方式において簡便に高効率な結合が可能であることを実験的に示した。本方式での結晶成長回数は、Fabry-Perot (F P) レーザ集積の場合で1回、分布帰還型 (DFB) 集積の場合でも2回であり、チャネル導波路を集積したPICとしては最低の回数で達成される。また、レーザ接地電極部を横側部に配置することで、光導波路領域 (クラッド, コア部) をノンドープとすることができ、本質的に導波路の低伝搬損失化が達成される。また、導波路部への不要なキャリア注入も抑制されることで屈折率の変動等も抑えられ、制御性に優れたPICを構築した。実際、Y分岐導波路、モード干渉型TE/TMモードスプリッタ (MS) 及び光検出器 (PD) とエッチドミラー型F Pレーザとを集積一体化し、良好な結果を得た。MSにおいては、TEモード光の出射導波路間消光比22dB、PDにおいては、最大500nAの導波路光を検出した。さらに、レーザ特性の向上を狙い、DFBレーザ集積型PICについても検討した。ここでは、回折格子形状と結合係数との関係を計算し、高効率単一縦モード発振のための最適な形状としてDuty比75%に制御した矩形の2次回折格子を導出した。結果的に、DFBレーザとY分岐導波路との集積を達成した。総合損失は11.1dBと見積もられたが、回折格子装荷に伴う界分布整合の最適化、並びに前進波と回折格子による後進波との結合を考慮した設計結果も考慮にされることで、さらに損失の低減も期待される。本構成によれば、必要に応じた様々な素子も集積したトータルな機能デバイスへの展開も容易に可能である。

以上のように、GaAs/AlGaAs系III-V族化合物半導体を用いた「モノリシックPIC」に関し、実用化に向けての基礎となる研究成果を得た。今後は本成果を用いた様々な光計測システムについて、導波路型光集積デバイスが構築されてゆくことを念願し、結論とする。

## 本論文に関する研究発表

論文, 国際会議

### 第3章関連

1. K. Okamoto, Y. Nakano and K.Tada: "Formation of high contrast periodic corrugations by optimizing optical parameters of photoresists in 325nm laser holographic exposure.", Ext. Abs. Int. Conf. Solid State Devices and Materials, Yokohama, 1994, p.139-141.
2. 岡本和也, 中野義昭, 多田邦雄: "レーザホログラフィック露光による高コントラスト回折格子形成に関する研究", 東京大学工学部総合試験所年報 54 (1995) 93-100.
3. K. Okamoto, Y. Nakano and K.Tada: "Formation of high contrast periodic corrugations by optimizing optical parameters of photoresists in 325nm laser holographic exposure.", Jpn. J. Appl. Phys. Part 134 (1995) 1286-1292.

### 第4章関連

4. T. Irita, K.Okamoto, Y. Nakano and K.Tada: "Formation of periodic gratings using chemically amplified negative EB resists.", submitted to Jpn. J. Appl. Phys.
5. 岡本和也, 入田丈司, 中野義昭, 多田邦雄: "化学増幅型単層ネガレジストによるGaAs基板上短周期回折格子の電子線描画に関する研究", 東京大学工学部総合試験所年報 53 (1994) 105-110.

### 第5章関連

6. K. Okamoto, A. Yamada, Y. Shimogaki, Y. Nakano and K.Tada: "Open-tube diffusion in GaAs using zinc- and tin-doped spin-on silica films.", Proc. 1st. Int. Symposium on Control of Semiconductor Interfaces, Karuizawa, 1993, p.525-530.
7. K. Okamoto, A. Yamada, Y. Shimogaki, Y. Nakano and K.Tada: "Characterization of p- and n-type impurity diffusions in GaAs from doped silica films.", Ext. Abs. Int. Conf. Solid State Devices and Materials, Yokohama, 1994, p.187-189.
8. 岡本和也, 山田篤志, 霜垣幸浩, 中野義昭, 多田邦雄: "シリカ薄膜を用いた, GaAsへの開管式不純物ドーピングに関する研究", 東京大学工学部総合試験所年報 53 (1994) 111-116.
9. K. Okamoto, A. Yamada, Y. Shimogaki, Y. Nakano and K.Tada: "Characterization of p- and n-type impurity diffusions in GaAs from doped silica films.", Jpn. J. Appl. Phys. Part 1 34 (1995) 1127-1134.

### 第2, 6章関連

10. K. Okamoto, M. Doi, T. Irita, Y. Nakano and K.Tada: "Fabrication of TE/TM mode splitter using completely buried GaAs / GaAlAs waveguide.", Jpn. J. Appl. Phys. Part 134 (1995) 151-155.
11. K. Okamoto, A. Yamada, Y. Nakano and K.Tada: "Design and fabrication of monolithically integrated lateral-electrode etched-mirror laser with Y-branch single-mode waveguide in GaAs/AlGaAs.", Jpn. J. Appl. Phys. Part 1 34 (1995) 4809-4814.
12. K. Okamoto, A. Yamada, Y. Nakano and K.Tada: "Monolithically integrated low-loss Y-branch waveguide with lateral-electrode etched-mirror laser in GaAs/AlGaAs.", Tech. Dig. Int. Conf. Integrated Optics and Optical Fibre Communication, Hong Kong, 1995, paper ThD2-4.

13. K.Okamoto, A. Yamada, T. Irita, Y. Nakano and K.Tada: " Monolithic Integration of Lateral-Electrode Laser and Waveguide Devices in GaAs / AlGaAs ", Proc. 8th Annual Meeting of Laser and Electro-Optical Society, San Francisco, 1995, paper IO6.2.
14. 岡本和也, 山田篤志, 中野義昭, 多田邦雄: "GaAs系横型電極レーザと単一モード導波路デバイスとのモノリシック集積化", 東京大学工学部総合試験所年報 54 (1995) 85-92.
15. 山田篤志, 岡本和也, 中野義昭, 多田邦雄: "モード結合理論を用いたDFBレーザと導波路間のエバネッセント波結合解析", 東京大学工学部総合試験所年報 54 (1995) 101-106.
16. N. Chen, Y. Nakano, K. Tada, K. Okamoto, G. Morthier and R. Baets: " Enhanced tunability in chirped grating DFB lasers.", Proc. 7th Annual Meeting of Laser and Electro-Optical Society, Boston, 1994, p.101-102.

#### 国内学会/研究会など

#### 第3章関連

17. 岡本和也, 中野義昭, 多田邦雄: "波長325nmホログラフィック露光におけるグレーティングパターン形成過程", 第54回応用物理学学会学術講演会 27p-H-1, 1993年9月.

#### 第4章関連

18. 入田丈司, 岡本和也, 中野義昭, 多田邦雄: "化学増幅型単層ネガレジストを用いたGaAs基板上0.06  $\mu$  m L/S電子線描画", 第41回応用物理学学会関係連台学術講演会 30p-MB-12, 1994年3月.

#### 第5章関連

19. K. Okamoto, A. Yamada, Y. Shimogaki, Y. Nakano and K. Tada: " Open-tube Zn and Sn diffusion into GaAs from doped silica films.", Paper of the Technical Group on Electronic Functional Materials, the Institute of Electrical Engineers of Japan, EFM-93-22, p.37-43 (1993).
20. 岡本和也, 山田篤志, 霜垣幸浩, 中野義昭, 多田邦雄: "シラノール拡散剤を用いたGaAsへのn型不純物ドーピング", 第54回応用物理学学会学術講演会 28p-ZM-9, 1993年9月.
21. 須藤信也, 中野義昭, 霜垣幸浩, 多田邦雄, 岡本和也, M.J.モンドリー, L.A.コルドレン: "SiO<sub>2</sub>膜による量子井戸無秩序化の面内分解能評価", 第55回応用物理学学会学術講演会 20a-V-9, 1994年9月.

#### 第2, 6章関連

22. 山田篤志, 岡本和也, 中野義昭, 多田邦雄: "高効率キャリア捕獲構造多重量子井戸レーザ", 第55回応用物理学学会学術講演会 21a-S-3, 1994年9月.
23. 山田篤志, 岡本和也, 中野義昭, 多田邦雄: "モード結合理論による, DFBレーザ/導波路エバネッセント結合解析", 第42回応用物理学学会関係連台学術講演会 30a-ZG-1, 1995年3月.
24. 岡本和也, 山田篤志, 中野義昭, 多田邦雄: "GaAs系横型電極レーザとY分岐単一モード導波路との集積化", 第42回応用物理学学会関係連台学術講演会 30a-ZF-8, 1995年3月.
25. 岡本和也, 山田篤志, 中野義昭, 多田邦雄: "単一モードY分岐導波路を集積した横型電極レーザ", 第12回半導体レーザシンポジウム paper 19, 1995年3月.

26. 岡本和也, 山田篤志, 入田丈司, 中野義昭, 多田邦雄: "GaAs系横電極DFBレーザと単一モード導波路とのモノリシック集積", 第56回応用物理学学会学術講演会 28a-SQ-26, 1995年8月.
27. 岡本和也, 山田篤志, 中野義昭, 多田邦雄: "導波路デバイスを集積したFP型/DFB型横電極レーザ", 光学連合シンポジウム東京1995 21pC02, 1995年9月.
28. 岡本和也: "誘電体系/化合物半導体系 導波路型光集積デバイスの開発", 日本光学硝子工業会 技術委員会研修会 (invited), 1995年10月.

#### \*\* その他の外部公表 \*\*

29. 日経産業新聞 (1995年10月13日付) にて新聞公表.

#### \*\* その他の本研究に関連する論文 \*\*

30. Y. Kanemitsu, K. Okamoto, H. Kuroda and S. Shionoya: " Dynamical aspects of pulsed laser annealing of ion-implanted silicon.", Jpn. J. Appl. Phys. Part 1 23 (1984) 612-617.

以上

## 謝辞

本論文を纏めるにあたり、格別の御指導、御鞭撻を賜りました、東京大学工学部電子工学科 多田邦雄教授に心より感謝致します。

また、本論文は東京大学工学部電子工学科 西永頌 教授、電子工学科 神谷武志 教授、電子工学科 鳳紘一郎 教授、化学工学科 小宮山宏 教授、電子工学科 中野義昭 助教授の審査を受けたものであり、この間において貴重な御指導と親切なる御教示を賜りました。ここに厚く御礼申し上げます。また、中野義昭 助教授には、プロセス実験等においても細部にわたり様々な御指導を戴きました。

本研究を行う機会を与えて下さいました、(株)ニコン 開発本部長 鶴田匡夫博士、高橋陽介 技術企画室長、塩竹紀夫 開発本部中央研究所長、岩崎純 同次長に感謝致します。また、本研究の遂行にあたり様々なご協力を戴いた、中央研究所 入田丈司係長、土肥正明主任、山田篤志主任に深く感謝いたします。諸氏の御協力無くしては、本研究の達成は不可能であったと申せます。特に、山田主任には東京大学にて解析から実験まで幅広く御協力いただきました。また、同社 光学本部 大木裕史博士、精機事業部 小松雅也主任、並びに開発本部中央研究所光デバイスグループの方々にも様々な有益な御助言を戴きました。ここに深く感謝致します。

東京大学での研究においては、様々な方々のご協力を戴きました。分子線エピタキシャル成長において御指導戴いた電子工学科 田中雅明助教授 並びに西永研究室の方々、CVD成膜プロセス実験において御指導戴いた化学工学科 霜垣幸浩講師、研究進行全般においてお世話になった村井徹助手、並びに多田教授室の秘書の方々、大学院生、卒論生の方々に厚く感謝致します。また、陳 農博士(現(株)バイオニア)を始めとする中国からの留学生の方々と技術的交流を持たれたことも大変、嬉しく思います。実験装置においては、反応性イオンエッチング装置の保守に多大なるご協力を戴いた(株)プラズマシステム 開発部の方々に感謝致します。有機金属気相成長においては横河電機(株)の平田隆昭博士にご協力を戴きました。深く感謝致します。また、不純物ドーピングの拡散溶剤作成においては、東京応化工業(株) 開発本部の方々に多大な御協力を戴きました。ここに感謝いたします。

また、学生時代に光物性関連の基礎学問を御教示戴いた塩谷繁雄 東京大学名誉教授に感謝致します。

最後に、本研究の遂行を暖かく見守ってくれた 妻と娘に感謝の意を表させていただきます。

