



学位請求論文

306

熱拡散法を用いた
ヘテロバイポーラトランジスタ構造
キャリア注入型光スイッチ作製に関する研究

指導教官 中野 義昭 助教授
電子工学専攻
27119 西川剛志

第1章 研究の動機と目的	1
1-1 はじめに	1
1-2 集積化、高速性の問題	3
1-3 集積化、再成長回数低減の問題	5
1-4 本論文の構成	5
第2章 反射型光スイッチング素子の設計	10
2-1 屈折率変化量の評価	10
2-1-1 はじめに	10
2-1-2 Bandfilling effect に起因する屈折率変化	10
2-1-3 Bandsrinkage effect に起因する屈折率変化	15
2-1-4 Plasma effect に起因する屈折率変化	16
2-1-5 キャリア注入効果による屈折率変化	17
2-1-6 結論	22
2-2 光変調器／スイッチの設計	22
2-2-1 設計方針	22
2-2-2 設計の手順	24
2-2-3 光変調器／スイッチの設計と解析	26
2-2-4 結論	35
2-3 まとめ	38
第3章 光スイッチ用拡散ヘテロバイポーラトランジスタの特性	40
3-1 はじめに	40
3-2 ドーププロファイルに関する検討	43
3-3 傾斜ベーストランジスタとしての効果	50
3-4 接合ずれの許容範囲	53
3-5 カットオフ周波数について	59
3-6 ベース内キャリア分布の改善	59
3-7 まとめ	61

第4章 GaAs系材料における開管式熱拡散技術	65
4-1 拡散理論	65
4-2 拡散の手法	67
4-3 拡散評価	67
4-4 実際の拡散	70
4-4-1 概略	70
4-4-2 Si の拡散	70
4-4-3 Sn の拡散	73
4-4-4 Zn の拡散	78
4-4-5 Mg の拡散	83
4-4-6 二重拡散法によるトランジスタの試作	83
4-4-7 同時拡散法の検討	86
4-5 まとめ	89
第5章 熱拡散法によるHBT構造光スイッチの作製	92
5-1 HBT型光スイッチの作製工程	92
5-1-1 はじめに	92
5-1-2 二重拡散法によるプロセス	92
5-1-3 同時拡散法によるプロセス	100
5-2 GaAsを用いた拡散制御	101
5-3 ヘテロエピタキシャル基板を用いた場合の拡散制御	107
5-4 まとめ	111
第6章 総括	115
謝辞	116
発表リスト	117

第1章 研究の動機と目的

1-1 はじめに

半導体光デバイスは、近い将来における大幅な需要増が見込まれており、精力的な研究開発が継続的に行なわれている。半導体レーザー、光変調器、光スイッチ、光中継器、通信用光検出器、そしてそれらをまとめた光電子集積回路（以後OEICと表記する）など、かつて研究段階であった素子が、高帯域、高安定性などの要求を達成して次々と実用化されてきている。今後の課題は、より複雑な機能をあわせもつOEICの商品化にむけられるであろう。光回路にとって、モノリシック集積化によるメリットは大きい。単体で光デバイスを用いる場合、素子の相互接続は常に頭の痛い問題であるが、OEIC内部ではこれが解消される。振動、衝撃によるアライメントずれも発生せず、全体のサイズも格段に小さくできる。また、素子間の距離が極端に小さくでき、損失面からも有利である。具体的な利点として、信頼性、可搬性の飛躍的な上昇などが挙げられるが、これらは個別光素子に対するOEICの優位性を示すきわめて重要な特徴である。これらの利点は半導体光デバイス研究の初期から認識されており、半導体レーザーとともにOEICの研究も行なわれてきた。

しかしながら、光デバイスに限らず化合物半導体デバイスは、組成に関するヘテロ構造、不純物プロファイル構造の両方において、その素子特有の構造を持つのが普通であり、一般にOEICを実現するためには異なる種類のヘテロ構造を同一基板に作製しなければならない。この条件が光デバイスのモノリシック集積を著しく困難なものとしている。最も直接的なアプローチとしては、ヘテロ成長した基板の必要な領域のみ残して不要部分をエッチングにより除去し、空いた部分に新しい構造を成長する、すなわち再成長という手法である。さらに困難なことに、光素子-導波路-光素子間を光学的に接続するため、前回成長したヘテロ構造と整合がとれるように再成長する必要がある。このため、現在のところ再成長プロセスは歩留まりを低下せしめる最大の要因である。（ただし、近年さらに進歩したヘテロエピタキシャル成長技術の結果、多数回の再成長が可能となってきた。Fig.1-1は、最近発表されたOEICであるが、六回もの再成長を繰り返したうえで動作したという^[1]。再成長プロセスの信頼性向上は重要なテーマであり、今後もさらに熱心な研究が続けられるであろう。）

一方、歩留まりの悪い再成長プロセスをなるべく回避しつつ、光集積回路を作製する手法も考案されている。まず考えられるのが、初回のヘテロ成長の際に異なるヘテロ構造を多重に上乘せして作製しておき、しかる後に基板表面をエッチングし必要な構造を部分的に露出させるという方法である（Fig.1-2^[2]）。ただし、この方法のみでは複雑な構成の素子の作製は制限されるであろう。次に、コンタクト用の局所ドーブ、あるいは部分的な半絶縁化などに熱拡散法、イオンインプランテーション法などを使用するという手法が考えられる（Fig.1-2^[3]）。これらの方法は、単独で用いるばかりではなく、再成長法と併用することもできる。すなわち、多数回再成長プロセスにおいても、再成長回数を低減するために利用できるのである。

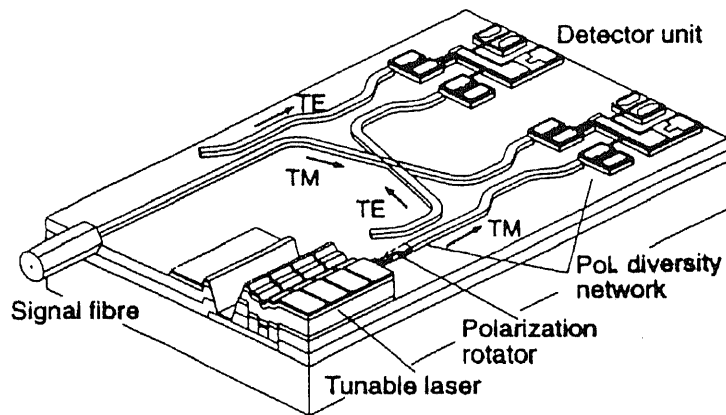
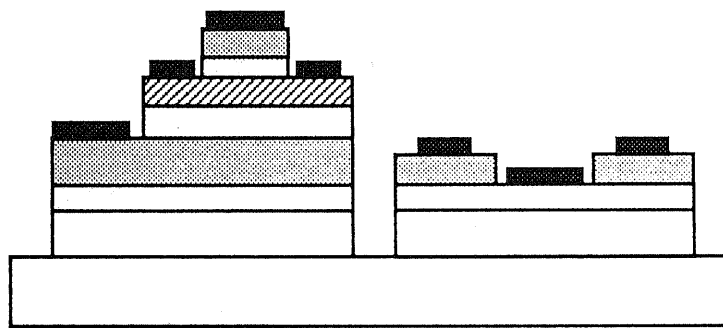
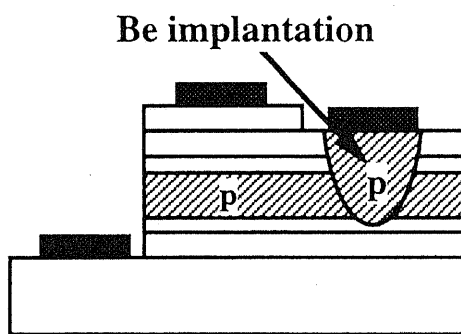


Fig.1-1 A sample of OEIC fabricated with a multi-regrowth method.



(a) Separation of multi layer^[2].



(b) Impurity doping^[3].

Fig.1-2 Methods for reducing regrowth times.

さて、将来的に複雑な光集積回路を作製する際には、光スイッチング素子の組み込みが必要になるであろう。また、光スイッチング素子自体も、光通信網構成のために必要なデバイスであり、例えば $n \times n$ スイッチなどはそれだけで重要な役割を果たすことができる^[4]。そして、光スイッチング素子は光変調器として使用することも可能であり、モノリシック集積化の需要が大きい素子であるといえる。しかしながら、一般に高速な光スイッチング素子は物理的なサイズが大きいという欠点があり、集積化の妨げとなっている。

本研究では、GaAs/AlGaAs 系光導波路をとりあげ、高速性、集積化面に優れた光変調器／スイッチ構造を提示している。さらに、再成長回数低減手法として熱拡散法を考え、素子特性及びプロセス技術に関する検討をおこなっている。

1-2 集積化、高速性の問題

物質に屈折率／吸収係数変化を発生させることができれば、それを利用して光スイッチを作製できる。屈折率変化を利用すれば、位相変調器^[5]、方向性結合器^[6]などが構成でき、吸収係数変化を利用するならば、単純に光吸収による変調が可能である^[7]。ここではスイッチング機能を主として考える関係上、屈折率変化に限って話をすすめることにする。さて、前述のとおり位相変調器、方向性結合器などは物理的なサイズが大きい^[8]のが通例であり(長さ1mm以上)、エピタキシャル基板の上に多数個集積化させるにはいささか大きい。しかし、光スイッチのサイズを例えば $100\mu\text{m}$ 程度にできれば、モノリシック光集積回路における光スイッチ網の利用も現実的なものとなってくる。

光スイッチのサイズを小さくするためには、屈折率変化量の大きい現象を利用してスイッチング部分を構成すればよい。現在の高速光スイッチのサイズが大きくなるのは、利用できる屈折率変化の量が小さいため、光スイッチングのためには長距離の区間が必要になるからである。

さて、GaAsにおいて、キャリア注入に伴う屈折率変化はかなり大きいことが知られている。他の大きな屈折率変化要因、(a)linear electro optic effect(LEO)^[9]、(b)electro-reflection effect(ER)^[10]と比較しても、キャリア注入に伴う屈折率変化要因、(c)plasma effect(PL)^[11]、(d)bandfilling effect(BF)^[12]の大きさは遜色なく(Table1-1)、またキャリア注入量は比較的容易に増加しうる。この効果により十分な大きさの屈折率変化を得ることができ、 $100\mu\text{m}$ 程度の素子長でスイッチング素子を構成することが可能となる^[13]。そして実際にキャリア注入効果を利用した素子は試作されている^[14]。この種の光スイッチを以後キャリア注入型光スイッチと呼ぶことにする。しかし、このキャリア注入型光スイッチには一つの欠点があった。

キャリア注入型光スイッチは、注入されたキャリアが消滅するまで次のスイッチングを行うことはできない。注入のためにはダイオード構造を採用するのが通例であったが、この場合、注入したキャリアの消滅は再結合にまかせることになる。すなわち、p-GaAsにおける電子(小数キャリア)の寿命を 10ns とすると、動作周波数

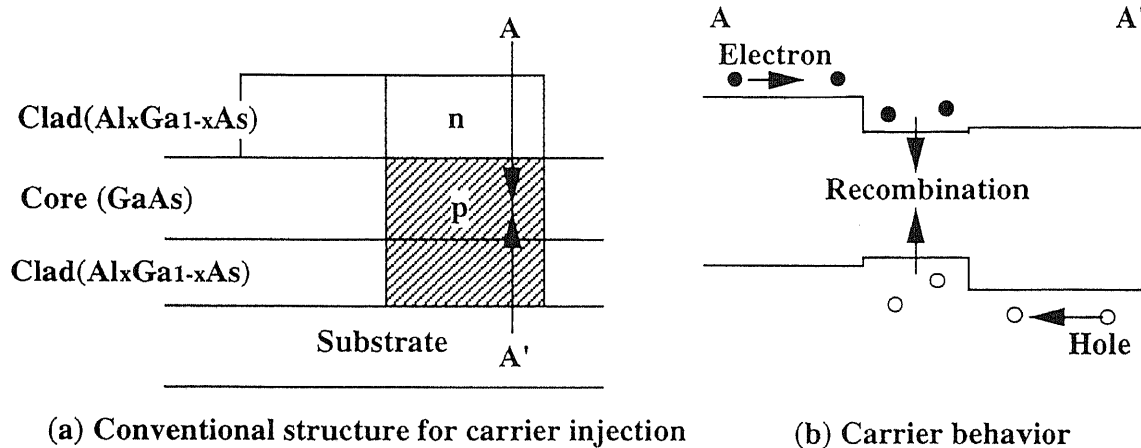


Fig.1-3 Diode-type carrier injection device

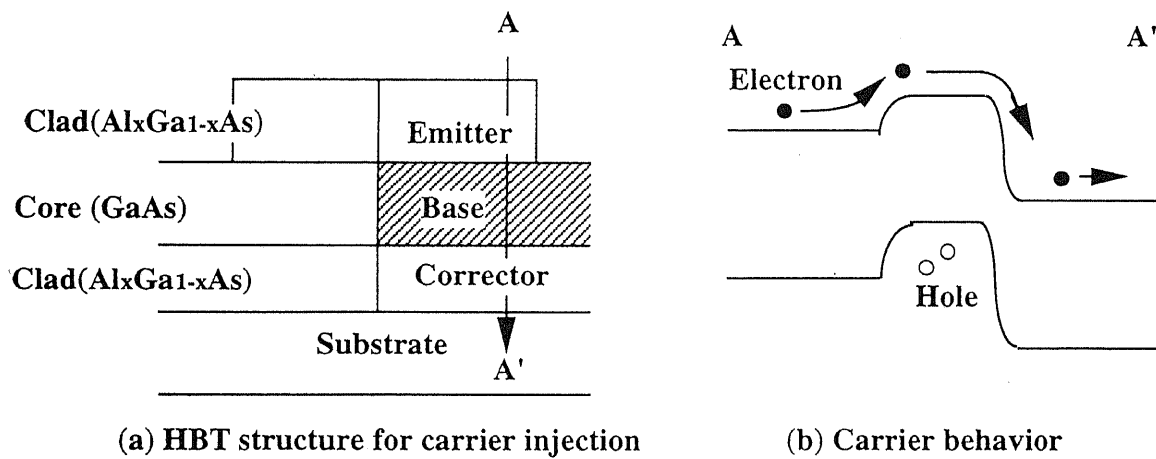


Fig.1-4 HBT-type carrier injection device

は最大で100MHzということになる。これでは数十GHzで直接変調できるレーザー^[15]などと比べ、性能的にはるかに劣るため、集積化のメリットは十分発揮されないであろう。しかし、キャリアが寿命で消滅するよりも速く、注入されたキャリアを除去することができれば、光スイッチとしての動作は高速化できるはずである。注入されたキャリアをピコセカンドオーダーで除去するために、本論文で検討している機構は次のようなものである。

Fig. 1-3 に示されるような従来のダイオード型注入構造のかわりに、Fig. 1-4 に示すようなバイポーラトランジスタ構造を採用する。導波路に作り込む関係上この構造はヘテロバイポーラトランジスタ(以後HBTと略する)の形になるが、HBTは高速動作で知られる素子であり、数10GHzでの動作も報告されている^{[16][17]}。このHBTキャリア注入機構を採用することで、キャリア注入型光スイッチを高速化することが可能であろう。

1-3 集積化、再成長回数低減の問題

さて、実際にこの構造の素子を作製する際にはどのようなプロセスを経るであろうか。HBT構造と導波路は必要となるドーピング構造が異なるため、直接的な方法をとると、Fig. 1-5 のように成長-整形-再成長というプロセスを行なうことになる。しかしながら、前々節でも述べたように、Fig. 1-5 (b)と Fig. 1-5 (c)の間に入る再成長が歩留まりを低下させる。とりわけ大規模な集積回路を作製する際には、パターンエッチング及び、再成長層の面内均一性制御が難題となるであろう。

しかし、基板上に導波路構造を成長した直後のヘテロ構造を再成長することなく使用することができれば、導波路の整合問題を回避することができる。本論文では、HBT部分において必要な不純物局所ドーピングを、エピタキシャル成長後に行なうというプロセスを検討している。具体的には Fig. 1-6 に示すようなプロセスとなる。あらかじめ導波路構造をエピタキシャル成長しておき、トランジスタに必要な局所ドーピングを熱拡散で行う。

周知のように熱拡散法は Si デバイスプロセスにおいては製品作製用途に実用化されており、大量生産に対する適性は示されている。Si と GaAs の違いを考えたとしても、筆者は熱拡散プロセスによる局所ドーピング法の採用によって、デバイス作製のための工程数、製作時間、検査項目数などを低減し、大幅なコストダウンをはかることができると考えている。

1-4 本論文の構成

本論文は以下のような構成になっている。屈折率変化量の推定を含めた反射型スイッチング素子の設計を2章で行ない、ヘテロバイポーラトランジスタとしての動作特性に関して3章で議論する。4章で熱拡散法に関する実験的な評価、5章では実際のプロセスとヘテロエピタキシャル基板の適用に関して議論する。最後に6章で全体の総括を行う。

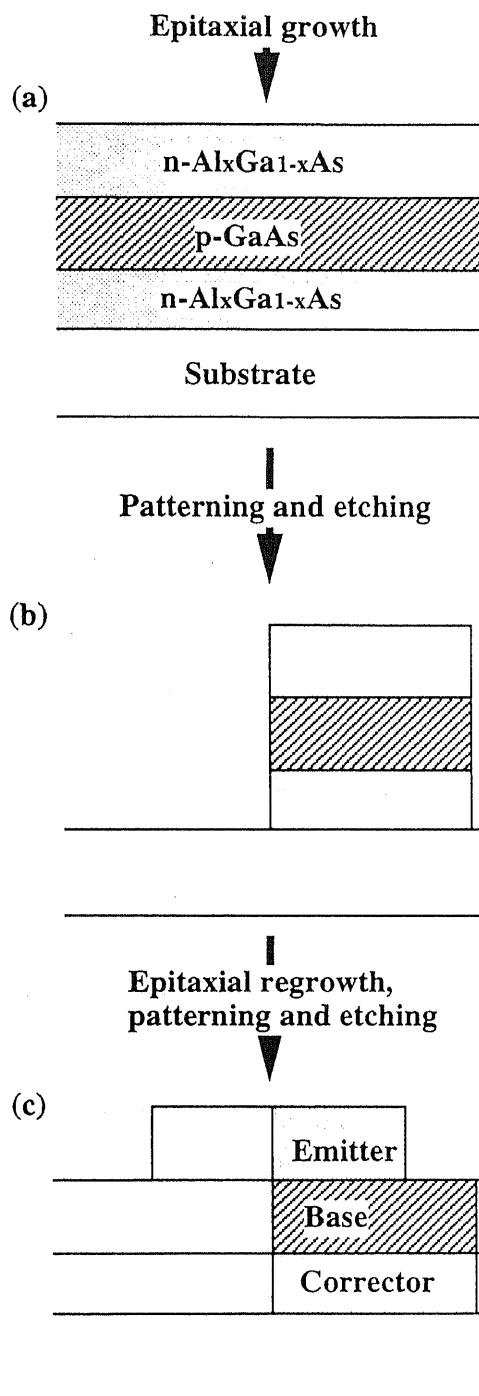


Fig. 1-5 Fabrication process of HBT using regrowth method

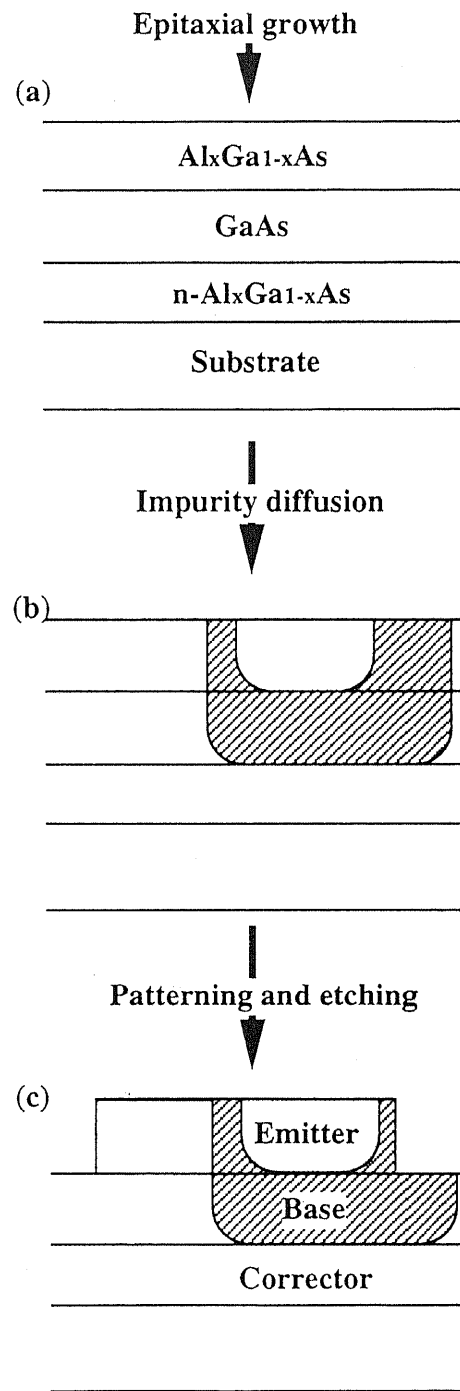


Fig. 1-6 Fabrication process of HBT using thermal diffusion method

Table 1-I Comparison of various effects used for changing the index of refraction in optical modulators and switches

Effect	Field or Carrier density	$\Delta \mu(10^{-3})$ @0.89 μ m $\mu_0 = 3.60$	$\Delta \mu(10^{-3})$ @1.06 μ m $\mu_0 = 3.48$
a) Electrooptic	250kV/cm	0.93	0.63
b) Electro-reflection	250kV/cm	1.52	0.27
c) Plasma	$1.0 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$	0.15	0.22
d) Band-filling	$1.0 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$	1.25	---

a) For a field $E_z \perp (001)$ plane,

$$\left| \Delta \mu_{x,y}(\text{LEO}) \right| = \frac{1}{2} \mu_0^3 r_{41} E_z$$

where $r_{41} = 1.6 \times 10^{-10} \text{cm/V}$ at $\lambda = 0.89 \mu\text{m}$, and $1.2 \times 10^{-10} \text{cm/V}$ at $\lambda = 1.06 \mu\text{m}$ were assumed, respectively. (After reference[9])

$$\text{b) } \Delta \mu(\text{ER}) \approx A(\lambda) E^2$$

$$= 3.45 \times 10^{-16} \exp[3/\lambda^3] E^2$$

where λ are in units of μm .(After reference[10])

$$\text{c) } \Delta \mu(\text{PL}) = - \frac{q^2 \lambda^2}{8\pi^2 c^2 \epsilon_0 \mu_0} \left[\frac{\Delta n}{m_e^*} + \frac{\Delta p}{m_h^*} \right]$$

where λ and Δn are in units of μm and cm^{-3} , respectively.
(After reference [11])

References

- [1] R.Kaiser, F.Fidorra, D.Trommer, S.Malchow, P.Albercht, D.Franke, H.Heidrich, W.Passenberg, H.Schroeter-Janßen, R.Stenzel and W.Rehbein, "Integration of a Tunable 4-section DBR laser within polarization diversity heterodyne receiver PICs", 14th IEEE international semiconductor laser conference, M4.1, 1994.
- [2] K.Itakura, Y.Shimamoto, T.Ueda, S.Katsu, and D.Ueda, "A GaAs Bi-FET technology for large scale integration", IEEE IEDM, 89-389, 1989.
- [3] Q.Wang, E.S.Yang, P.W.Li, Z.L.Richard, M.Osgood Jr and W.I.Wang, "Electron cyclotron resonance hydrogen and nitrogen plasma surface passivation of AlGaAs/GaAs heterojunction bipolar transistors", IEEE Electron Device letters, vol.18, no.2, 1992.
- [4] G.A.Vawter, "Monolithically integrated transverse junction stripe lasers in GaAs/AlGaAs for optical interconnects", ph.D Dissertation, Department of Electrical and Computer Engineering, University of California, Santa Barbara, October, 1987.
- [5] F.J.Leonberger, "High-speed operation of LiNbO₃ electro-optic interferometric waveguide modulators", Opt.Lett., vol.5, p.312, 1980.
- [6] R.C.Alferness, "Waveguide electro-optic modulators", IEEE Trans. Microwave Theory and Tech., vol.30, p.1121, 1983.
- [7] T.H.Wood, C.A.Burrus, D.A.B.Miller, D.S.Chelma, T.C.Damen, A.C.Gossard, and W.Wiegmann, "131ps optical modulation in semiconductor multiple quantum wells(MQW's)", IEEE J.Quantum Electron., vol.21, p.117, 1985.
- [8] K.Kissa, "Modeling annealed proton-exchanged directional couplers with nonlinear diffusion theory", IEEE Photon.Technol.Lett., vol.5, p.1065, 1993.
- [9] A.Yariv and P.Yeh, Optical Waves in Crystals, John Wiley & Sons, New York, 1984.
- [10] A.Alping and L.A.Coldren, "Electrorefraction in GaAs and InGaAsP and its application to phase modulators", J.Appl.Phys., vol.61, p.2430, 1987.
- [11] J.Pankove, Optical Processes in Semiconductors, Dover, New York, 1975.
- [12] J.Manning, R.Olshanski, and C.B.Su, "The carrier-injected index change in AlGaAs and 1.3µm InGaAsP diode lasers", IEEE J.Quantum Electron., vol.19, p.1525, 1983.
- [13] W.K.Marshall and J.Katz, "Waveguide P-i-N junction electrooptic modulators: theoretical analysis and design criteria", Appl.Opt., vol.24, p.1996, 1985.
- [14] F.Ito, M.Matsuura and T.Tanifuji, "A carrier injection type optical switch in GaAs using free carrier plasma dispersion with wavelength range from 1.06 to 1.55µm", IEEE Quantum

Electronics, vol.25, p.1677, 1989.

[15] P.A. Morton, T. Tanbun-Ek, R.A. Logan, N. Chand, K.W. Wecht, A.M. Sergent, P.F. Sciortino Jr., "25GHz bandwidth fully packaged 1.55 μ m DFB laser", 14th IEEE international semiconductor laser conference, W4 PD13, 1994.

[16] K. Nagata, O. Nakajima, T. Nittono, Y. Yamauchi and T. Ishibashi, "A New Self-Alignment Technology Using Bridged Base Electrode for Small-Scaled AlGaAs/GaAs HBT's", IEEE Trans. Electron Devices, vol.39, p.1786, 1992.

[17] H.L. Chuang, M.S. Carpenter, M.R. Melloch, M.S. Lundstrom, E. Yablonovitch and T.J. Gmitter, "Surface passivation effects of Al₂S₃ glass on self-aligned AlGaAs/GaAs heterojunction bipolar transistors", vol.57, p.2113, 1990.

第2章 反射型光スイッチング素子の設計

2-1 屈折率変化量の評価

2-1-1 はじめに

キャリア注入にともなう光吸収特性、屈折率変化はチャージングや縦モードの周波数広がりの原因になりうるため、半導体レーザーの分野で熱心な研究が続けられてきた。それらの積み重ねが光変調器／スイッチの動作を解析する際に大きな助けとなっている。キャリア注入に伴う主要な屈折率(吸収係数)変化要因には、plasma effect (Fig. 2-1 (a)), bandfilling effect (Fig. 2-1 (c)), bandshrinkage effect (Fig. 2-1 (b))などがあるが、なかでも bandfilling effect の効果は重要で、単純な放物線近似を行なった数値解析では、GaAs/AlGaAsの光位相変調器において屈折率変化分の 25% にもなるという解析結果が得られている^{[1]-[2]}。

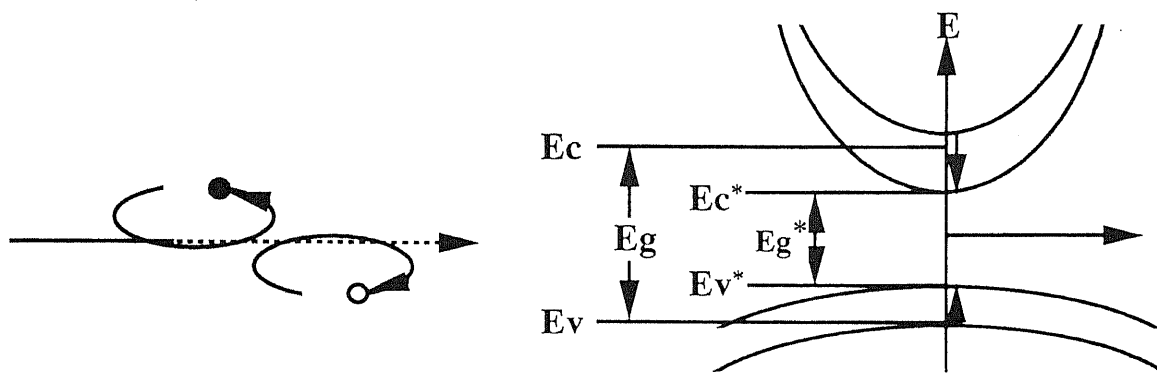
バンドに関する単純な放物線近似は、空乏層、ドーパ量の少ない層を用いる光変調器の場合には適用しうるが、本論文で扱うのはHBTのベース、すなわち高ドーパされた層であり、キャリア未注入の状態からしてさきの近似の適用範囲外と考えられる。本論文では高密度キャリアの影響を組み込むため、bandfilling effect の評価に先だって bandshrinkage effect によるバンド幅 E_g の変化量を評価し、変化後の値を bandfilling effect の計算式に適用する。また、これらの効果と独立なものとして plasma effect による屈折率変化を評価する。

本節では、bandfilling effect, bandshrinkage effect, plasma effect の各要素に関して屈折率変化量を計算する。得られた数値を礎とし、以後の光変調器／スイッチの設計を行なう。

2-1-2 Bandfilling effect に起因する屈折率変化

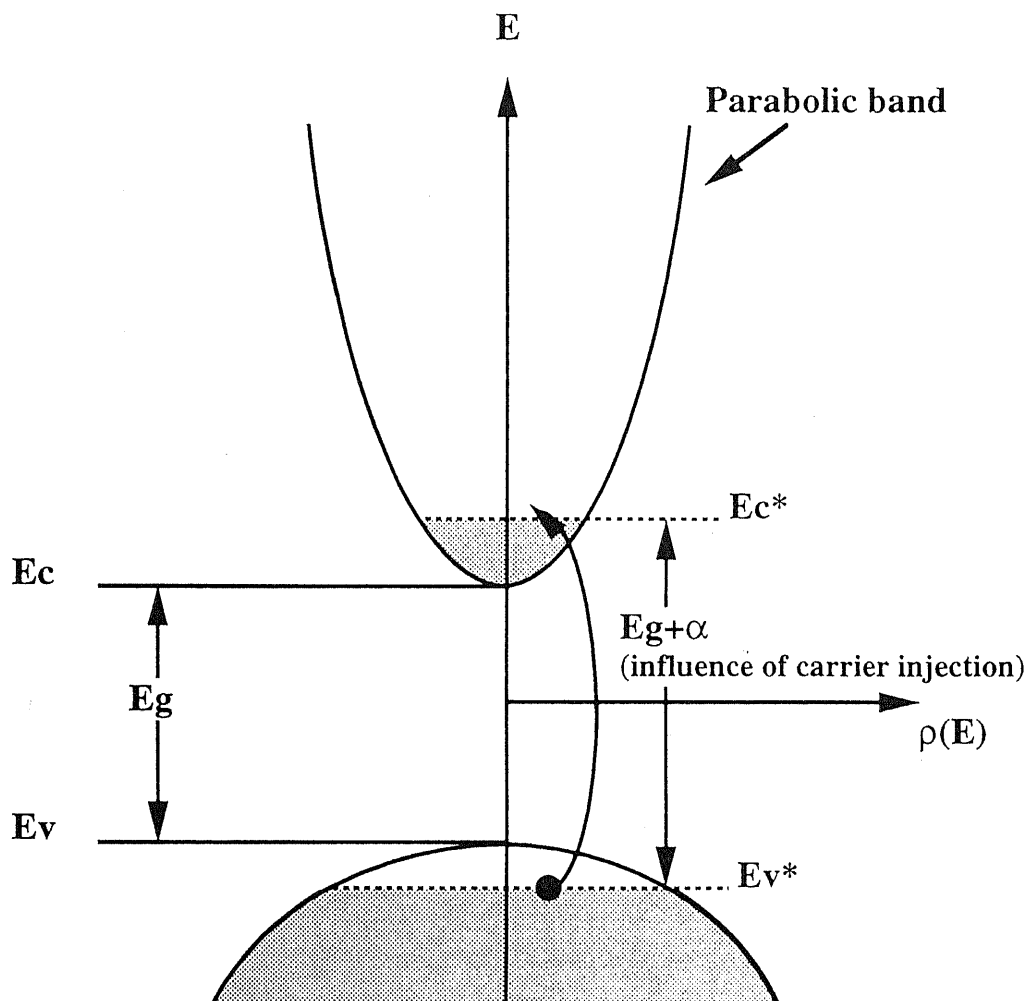
バンド間の電子遷移による光吸収は熱平衡状態でもおこなわれているが、キャリアが過剰に注入された場合、実効的にバンドギャップが広がった形になり、光吸収がおきにくくなる (Fig. 2-1 (b))。この吸収係数変化に起因する屈折率変化が bandfilling effect である。さて、bandfilling effect に関する数値計算では、Lasherらのもの^[3]が有名だが、ここでは現代的な近似を行なっているBennettらのモデル^[4]を使用して吸収係数変化の計算をおこない、その後 Kramars-Kronichの関係式 (2-1) を適用して屈折率変化を求めるという標準的な手順を用いる。また、bandshrinkage effect の効果は、次項 2-1-3 において求められるバンドギャップの大きさの変化を非注入時の値に加えるという形で組み入れるものとする。

$$n(E) = 1 + \frac{2ch}{e^2} P \int_0^{\infty} \frac{\alpha(E')}{E'^2 - E^2} dE' \quad (2-1)$$



(a) Plasma effect

(b) Band structure alternation from band shrinkage effect



(c) Absorption arised from electro-hole pair generation and influence of carrier injection (band filling effect)

Fig.2-1 Major elements of the poton attenuation in the semiconductor

直接遷移半導体のバンド構造は Fig. 2-2 のようなものになっている。ここから、あるエネルギー E を持つ光に関する吸収係数は、(2-2) のような形であらわされるであろう。

$$\begin{aligned}\alpha_0(E) &= \frac{C}{E} \sqrt{E - E_g} & , E \geq E_g \\ \alpha_0(E) &= 0 & E < E_g\end{aligned}\quad (2-2)$$

ただし、 C は実験結果からフィッティングにより求められる物質固有の比例定数である。

さらに、heavy hole, light hole に関して遷移の様態が異なると考えられるので、各要素にわけ (2-3) のように表わすことにする、

$$\begin{aligned}\alpha_0(E) &= \frac{C_{hh}}{E} \sqrt{E - E_g} + \frac{C_{lh}}{E} \sqrt{E - E_g} & , E \geq E_g \\ \alpha_0(E) &= 0 & E < E_g\end{aligned}\quad (2-3)$$

ただし、 C_{hh}, C_{lh} はそれぞれ heavy hole, light hole に関係する比例定数であり。先ほどの C とそれぞれ電子-正孔対移動度 μ_{ehh}, μ_{elh} によって (2-4) のように関係づけられる^{〔5〕}。

$$\begin{aligned}C_{hh} &= C \left(\frac{\frac{3}{2} \mu_{ehh}}{\frac{3}{2} \mu_{ehh} + \frac{3}{2} \mu_{elh}} \right) \\ C_{lh} &= C \left(\frac{\frac{3}{2} \mu_{elh}}{\frac{3}{2} \mu_{ehh} + \frac{3}{2} \mu_{elh}} \right)\end{aligned}\quad (2-4)$$

ここで用いられている μ_{ehh}, μ_{elh} は、electron, heavy hole, light hole の有効質量 m_e, m_{hh}, m_{lh} から (2-5) のように計算される。

$$\begin{aligned}\mu_{ehh} &= \left(\frac{1}{m_e} + \frac{1}{m_{hh}} \right)^{-1} \\ \mu_{elh} &= \left(\frac{1}{m_e} + \frac{1}{m_{lh}} \right)^{-1}\end{aligned}\quad (2-5)$$

さて、bandfilling effect においては、伝導帯および充満帯における占有状態がこのうえに影響してくるため、キャリア注入下での吸収係数は (2-6) のように示される^{〔6〕}。

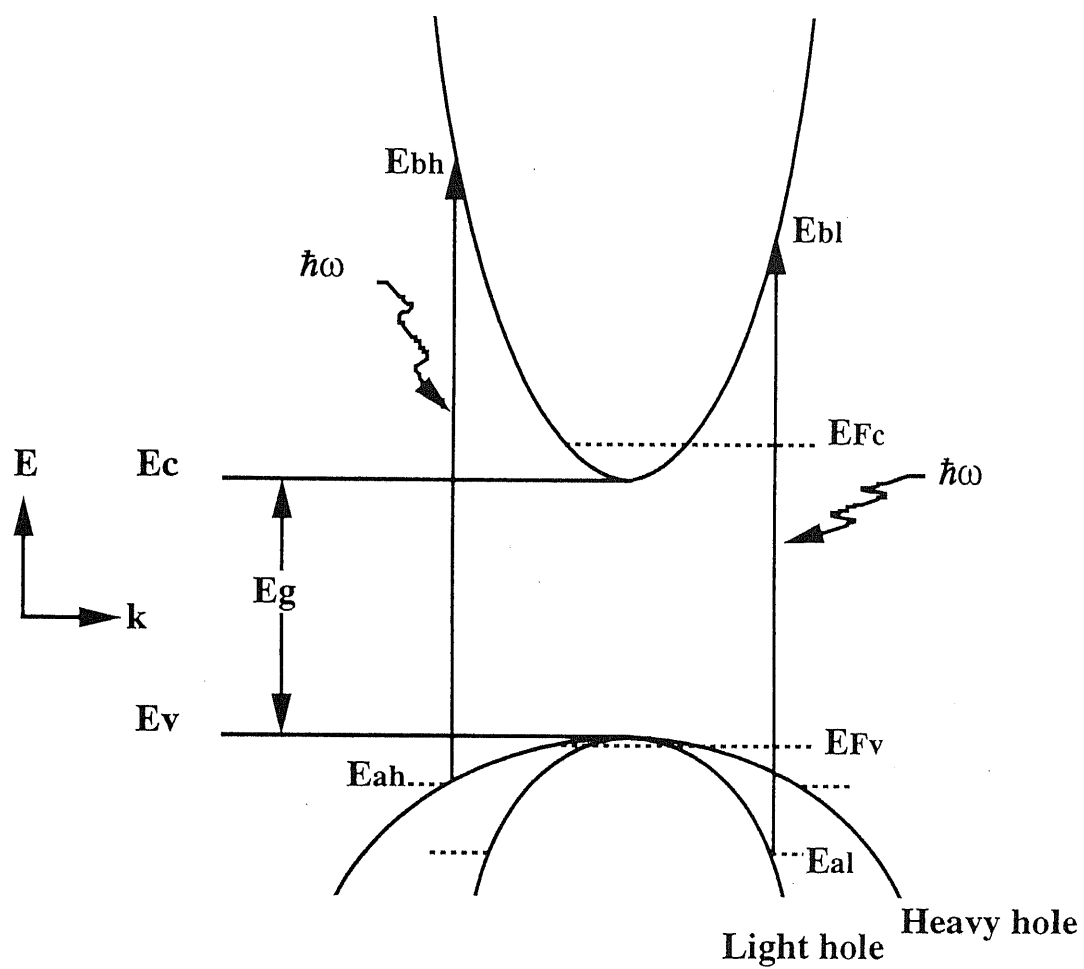


Fig.2-2 Energy band structure and bandfilling effect for direct-gap semiconductor.[4]

$$\alpha(N,P,E) = \alpha_0(E)[f_v(E_a) - f_c(E_b)] \quad (2-6)$$

ここで、 N, P はそれぞれ free electron, free hole の密度である。 $f_v(E_a)$, $f_c(E_b)$ はそれぞれ、充満帯、伝導帯における hole, electron の存在確率である。光エネルギー $E (\hbar\omega)$ が決定すれば、 E_a, E_b は Fig. 2-2 のように一意に決まる (heavy hole, light hole それぞれにおいて)。Fig. 2-2 中の各エネルギー値 $E_{a,l}, E_{a,h}, E_{b,l}, E_{b,h}$ は (2-7) によって求められる。

$$\begin{aligned} E_{ah,al} &= (E_g - E) \left(\frac{m_c}{m_c + m_{hh,lh}} \right) - E_g \\ E_{bh,bl} &= (E - E_g) \left(\frac{m_{hh,lh}}{m_c + m_{hh,lh}} \right) \end{aligned} \quad (2-7)$$

つづいて各エネルギーでの存在確率が (2-8) から計算される。

$$\begin{aligned} f_v(E_{ah,al}) &= \left[1 + e^{\frac{(E_{ah,al} - E_{Fv})}{k_B T}} \right]^{-1} \\ f_c(E_{bh,bl}) &= \left[1 + e^{\frac{(E_{bh,bl} - E_{Fc})}{k_B T}} \right]^{-1} \end{aligned} \quad (2-8)$$

ただし $k_B T$ はボルツマン定数である。さて、Fig. 2-2 で使用されている擬フェルミレベル E_{Fv}, E_{Fc} を、Nilsson の近似式 (2-9) [7] を用いて、

$$\begin{aligned} E_{Fc} &= \left\{ \ln \left(\frac{N}{N_c} \right) + \frac{N}{N_c} \left[64 + 0.05524 \frac{N}{N_c} \left(64 + \sqrt{\frac{N}{N_c}} \right) \right]^{-\frac{1}{4}} \right\} k_B T \\ E_{Fv} &= - \left\{ \ln \left(\frac{N}{N_v} \right) + \frac{N}{N_v} \left[64 + 0.05524 \frac{N}{N_v} \left(64 + \sqrt{\frac{N}{N_v}} \right) \right]^{-\frac{1}{4}} \right\} k_B T - E_g \end{aligned} \quad (2-9)$$

と表わすことができる。(2-9) 中で用いられている平衡密度 N_c, N_v は (2-10) の式で求めているが、 N_v の計算中で用いている m_{dh} は、 m_{hh}, m_{lh} から、(2-11) で求められる平均的なホール有効質量である。

$$N_c = 2 \left(\frac{m_c k_B T}{2\pi\hbar^2} \right)^{\frac{3}{2}} \quad (2-10)$$

$$N_v = 2 \left(\frac{m_{dh} k_B T}{2\pi\hbar^2} \right)^{\frac{3}{2}}$$

$$m_{dh} = \left(m_{hh}^{\frac{3}{2}} + m_{lh}^{\frac{3}{2}} \right)^{\frac{2}{3}} \quad (2-11)$$

さて、(2-2)～(2-11)式を順次適用することにより、吸収係数変化 $\Delta\alpha$ を求めることができる⁽²⁻¹²⁾。この吸収係数変化を(2-1)式に適用することで、(2-13)式が得られるが、数値計算の結果は2-1-5項に譲る。

$$\Delta\alpha(N,P,E) = \frac{C_{hh}}{E} \sqrt{E-E_g} [f_v(E_{ah}) - f_c(E_{bh}) - 1] + \frac{C_{lh}}{E} \sqrt{E-E_g} [f_v(E_{al}) - f_c(E_{bl}) - 1] \quad (2-12)$$

$$\Delta n(N,P,E) = \frac{2c\hbar}{e^2} P \int_0^\infty \frac{\Delta\alpha(N,P,E')}{E'^2 - E^2} dE' \quad (2-13)$$

2-1-3 Bandshrinkage effect に起因する屈折率変化

Bandshrinkage effect とは、十分な量のキャリアが注入された場合にバンド構造が変化する効果である。定性的には次のような現象である。キャリアが多量に注入されたとして、electron ならば、伝導帯の底部分にキャリアが集中して波動関数が互いに干渉しあい、スクリーニング効果が発生する。electronはこのとき通常より安定な状態になり、伝導帯下部のバンド構造は下側に伸びる。同様の現象が hole と充満帯の組合せでも起こりうる。バンド構造の変化により、吸収遷移量が変わり、屈折率が変わる。同時に、bandfilling effect にも影響を与えるため、数値計算の際にはあらかじめ bandshrinkage effect を評価した上で、bandfilling effect の評価に組み込む必要がある（本論文では、バンドギャップの大きさから、単純に減算している）。Starn, Caseyらの行なった解析^{[8][9]}が有名であるが、その後もさまざまな解析が試みられている。

Wolffによると、bandshrinkage effect は(2-14)のように表わされる^[10]。

$$\Delta E_g = - \left(\frac{e}{2\pi\epsilon_0\epsilon_s} \right) \left(\frac{3}{\pi} \right)^{\frac{1}{3}} \chi^{\frac{1}{3}} \quad (2-14)$$

ここで、 χ は electron もしくは hole の密度、 ϵ_s は媒質（この場合はGaAs）の比誘電率を表わす。この表式を発展させて、よりの確な近似式として、(2-15)を導入する^[4]。

$$\begin{aligned} \Delta E_g(\chi) &= \frac{\kappa}{\epsilon_s} \left(1 - \frac{\chi}{\chi_{cr}} \right)^{\frac{1}{3}} & \chi \geq \chi_{cr} \\ \Delta E_g(\chi) &= 0 & \chi < \chi_{cr} \end{aligned} \quad (2-15)$$

ここで、 κ は実測値に対するフィッティングパラメータ、 χ_{cr} は自由キャリアの臨界密度であり、やはり実測値から求められるフィッティングパラメータである。本解析で χ_{cr} は、(2-16) で与えられるものとする^{[11][12]}。

$$\chi_{cr} = 1.6 \times 10^{24} \left(\frac{m_e}{1.4\epsilon_s} \right)^3 \quad (2-16)$$

ここで、 m はキャリアの有効質量を示すが、heavy hole, light hole, electron を比較した場合 electron の有効質量が最小であるため、electron の効果が大きくなるものと予想される。実測値からのフィッティングにより得られる κ の値は、p-GaAs, n-GaAs, GaAs のそれぞれに対し 0.11, 0.125, 0.14 である^[4]。このことから p-GaAs において最も bandshrinkage effect が小さいと考えられる。前項と同じように吸収係数変化を表わすと (2-17) のようになる。数値計算の結果に関しては、bandfilling effect とともに、2-1-5 項で扱うものとする。

$$\Delta\alpha(\chi, E) = \frac{C}{E} \sqrt{E - E_g - \Delta E_g(\chi)} - \frac{C}{E} \sqrt{E - E_g} \quad (2-17)$$

2-1-4 Plasma effect に起因する屈折率変化

Plasma effect として知られる要因に関しては、一般的な式の適用を行なうのみにとどめる。この現象は自由キャリアがバンド内遷移に際して光子を吸収することにより発生し、キャリア密度に比例する。plasma effect に起因する屈折率変化は、(2-18) のように表わされる^[13]。

$$\Delta n = - \left(\frac{e^2 \lambda^2}{8\pi^2 c^2 \epsilon_0 n} \right) \left(\frac{N}{m_e} + \frac{P}{m_h} \right) \quad (2-18)$$

ここで、 λ : 光の波長、 n : 媒質の屈折率、 ϵ_0 : 真空の誘電率、 c : 真空中の光速である。本節では heavy hole と light hole を考慮しているので、この式は (2-19) のように書き直すことができる。

$$\Delta n = - \frac{6.9 \times 10^{-22}}{nE^2} \left\{ \frac{N}{m_e} + P \left(\frac{\frac{1}{m_{hh}^2} + \frac{1}{m_{lh}^2}}{\frac{3}{m_{hh}^2} + \frac{3}{m_{lh}^2}} \right) \right\} \quad (2-19)$$

ただし、この近似式中で用いられる変数の単位は、 E : eV, N : cm^{-3} , P : cm^{-3} となっている。

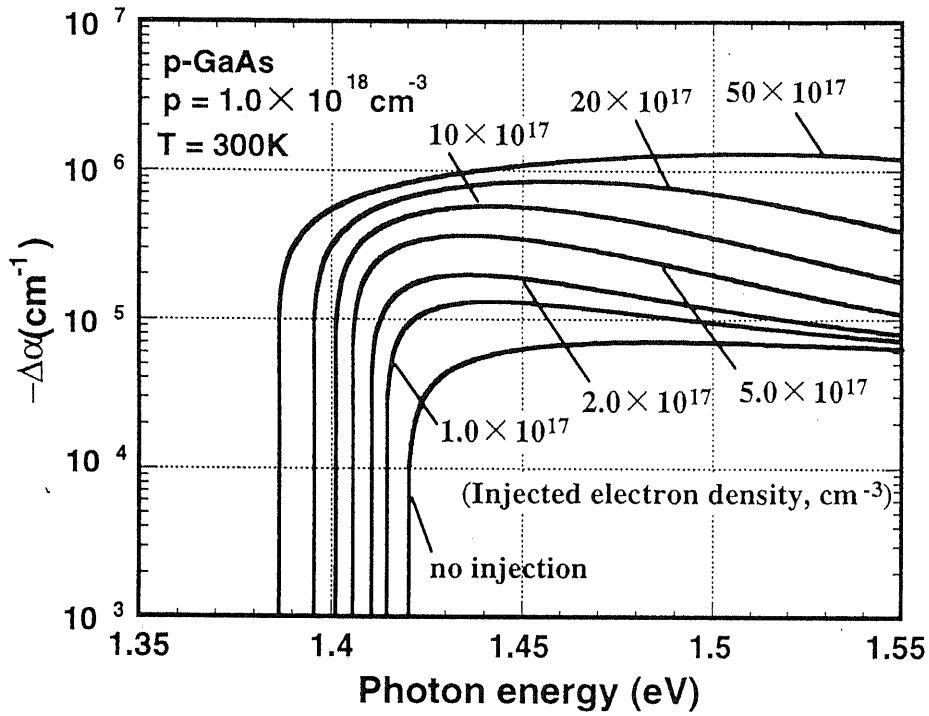
2-1-5 キャリア注入効果による屈折率変化

前項までの式を用いて数値計算を計算を行なった。計算に用いた具体的な数値を次に示しておく。

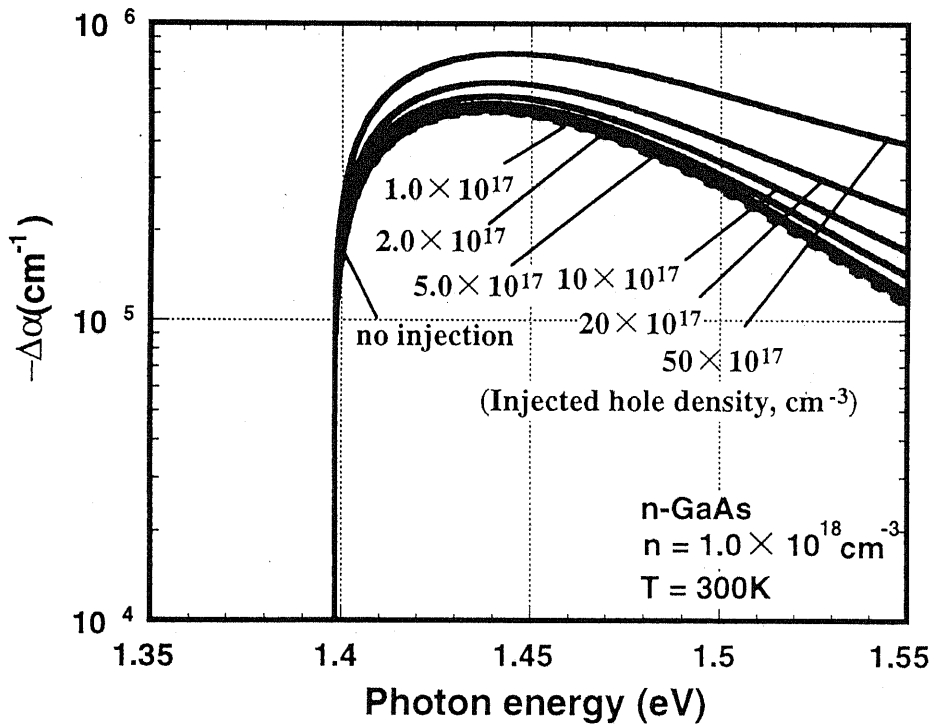
$$\begin{aligned} E_g &= 1.42\text{eV}, \quad C = 2.3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-1}\text{s}^{-1/2}, \quad \epsilon_s = 13.1, \quad T = 300\text{K} \\ m_e &= 0.066m, \quad m_{hh} = 0.45m, \quad m_{lh} = 0.084m, \quad (\text{ここで} m \text{ は電子の静止質量}) \\ x_{cr} &= 7.4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}, \quad n = 3.60 \end{aligned}$$

HBTのベース領域に対するキャリア注入を考えているので、便宜的にGaAsには $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ の一様ドーピングがなされているものとする。bandshrinkage effect の効果を考慮にいれ、bandfilling effectによる吸収係数変化を $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ pドーピングGaAsと、 $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ nドーピングGaAsに対してそれぞれ、electron, holeの注入があったものとした吸収係数変化をFig. 2-3 (a), (b)に示す。以後本節では簡単のため、前者をp-e注入、後者をn-h注入と略することにする。p-e注入の場合には関数形状の変化及びバンド端のずれ(Fig. 2-3 (a))が明白にあらわれているが、n-h注入の場合(Fig. 2-3 (b))にはキャリアの注入量の変化がおきても吸収係数の関数形状はほぼ変化がない。これはbandshrinkage effectに対してelectron密度が支配的であるため、n-h注入では注入による変化量が最初から存在するelectronで隠されてしまうことが原因である。さらに、同様のドーピング状況下でplasma effect, bandshrinkage effect, bandfilling effectによる屈折率変化を計算し、変化量の合計をプロットするとFig. 2-4 (a), (b)のようになる。それぞれ注入量あたりの効果を一次近似すると、Table 2-1となり、有効質量の大きさから予想されるように、屈折率変化係数はelectronがholeのそれを上回り2.5 ~ 10倍程度の大きさになる。

p-e注入の場合の、屈折率変化係数の内訳はFig. 2-5のようなものであり、注入electron密度が $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 以下、光子のエネルギーが1.4 eV以下の領域ではそれぞれ光子エネルギーに対して、bandfilling effect 符号負絶対値単調増加、bandshrinkage effect, 正で絶対値単調増加、plasma effect 負で絶対値単調減少とみなせる。バンド端付近ではbandfilling effect、バンド端から離れるほどplasma effectの効果が優勢になり、屈折率変化としては最も大きい値を示す。低エネルギー側に離れると、plasma effectの効果が強くなり、光エネルギーが0.8 ~ 1.0 eVの間で逆転している。bandshrinkage effectの折れ曲がり位置がキャリア注入が大きくなるに従って、低エネルギー側にシフトしてゆき、注入電流がある値を越えると注入量に対する屈折率変化量が低下するため(Fig. 2-4)、バンド端近くの波長の利用に際しては、必要となる屈折率変化量の値と注入電流の大きさの兼ね合いに注意する必要がある。

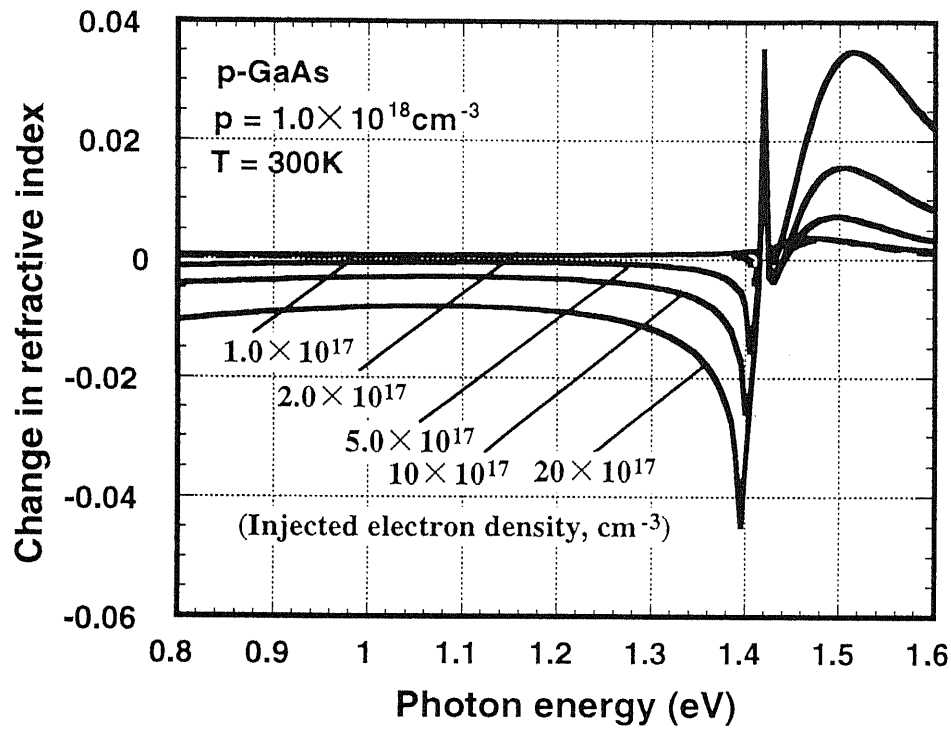


(a) Calculated bandfilling effect of electron injection to n-doped GaAs

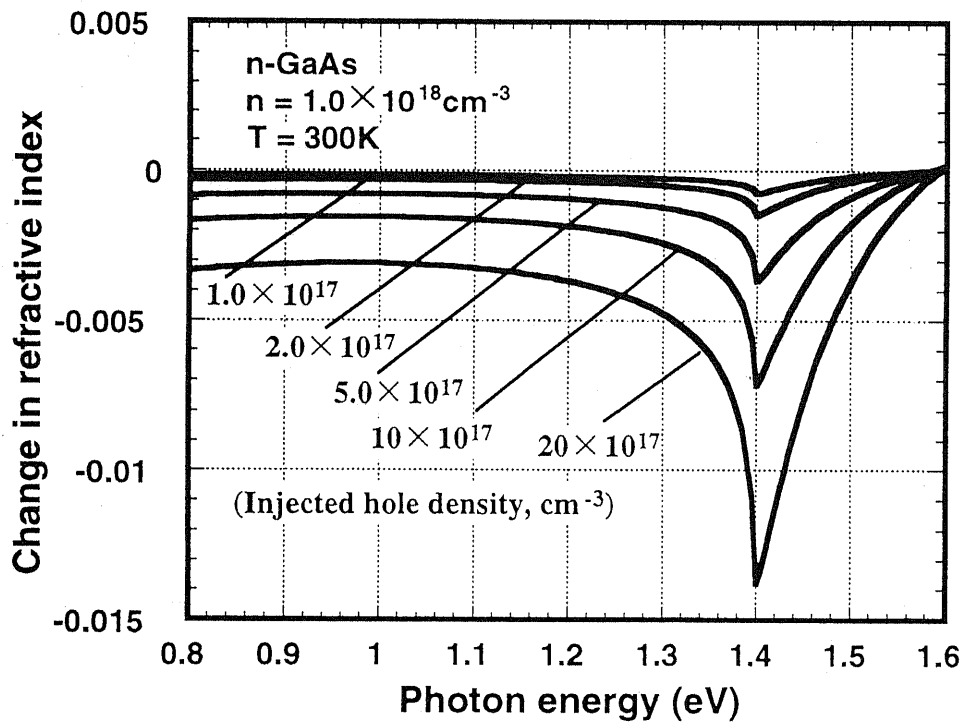


(b) Calculated bandfilling effect of hole injection to n-doped GaAs

Fig.2-3 Change in absorption coefficient from undoped state under consideration of bandshrinkage effect .

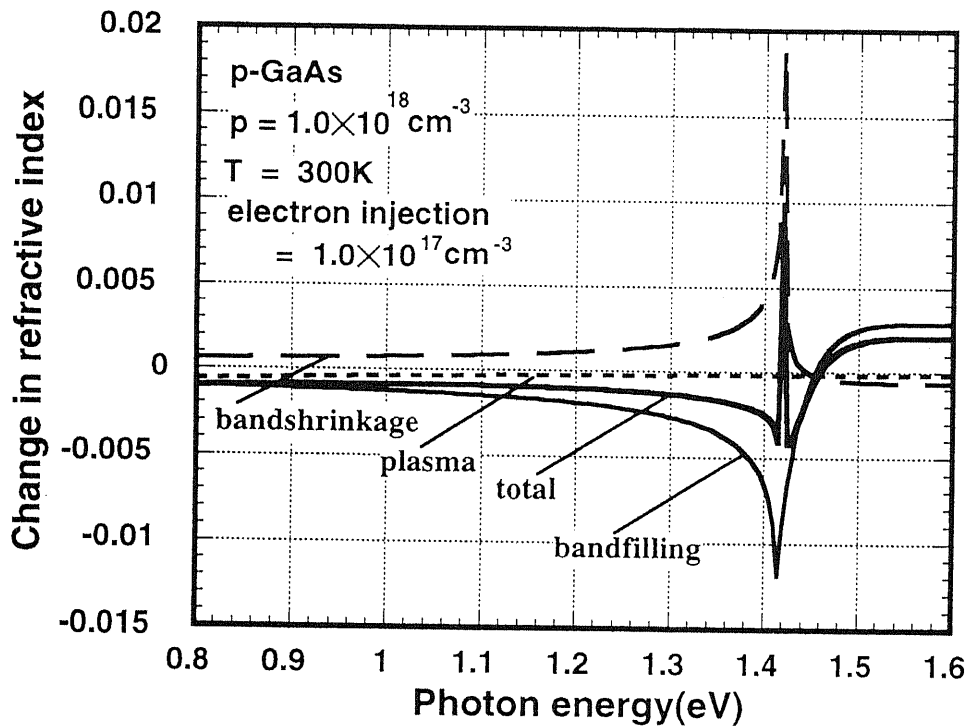


(a) Calculated effect of electron injection to p-doped GaAs

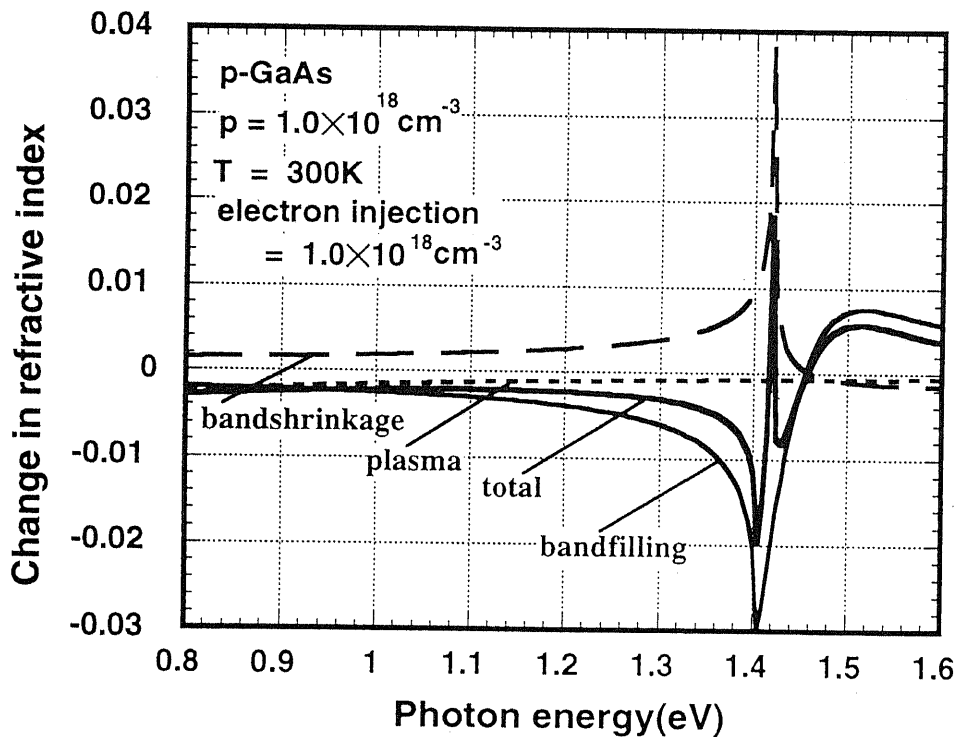


(b) Calculated effect of hole injection to n-doped GaAs

Fig.2-4 Change in refractive index from no carrier injected state and combined bandfilling, bandshrinkage and plasma effect.



(a) Calculated change with electron injection of $1.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$



(b) Calculated change with electron injection of $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$

Fig.2-5 Change in refractive index from no carrier injected state and bandfilling, bands shrinkage and plasma effect.

Table 2-1 The rate of refractive index change with the specific wavelength

Wavelength(μm)	0.89	1.06	1.30	1.55
Energy(eV)	1.40	1.18	0.954	0.80
Change in refractive index per $1.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ electron injection to p - GaAs ($1.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$)	-30.3 $\times 10^{-3}$	-4.33 $\times 10^{-3}$	-4.36 $\times 10^{-3}$	-5.43 $\times 10^{-3}$
Change in refractive index per $1.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ hole injection to n - GaAs($1.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$)	-3.21 $\times 10^{-3}$	-1.80 $\times 10^{-3}$	-1.26 $\times 10^{-3}$	-1.68 $\times 10^{-3}$

2-1-6 結論

使用を検討した光波長 0.89、1.06、1.30、1.55 μm のすべてにおいて、electron の屈折率変化に対する寄与は hole のそれを上回ると予測された。これは、注入する少数キャリアとして electron を採用することによる利点の一つである。少数キャリア注入によるバルク GaAs の屈折率変化係数は Table 2-1 のように一次近似され、electron の単位注入密度あたりの屈折率変化量は、バンド端近いエネルギーをもつ 0.89 μm で最も大きく、bandfilling effect の寄与が最大であった。光スイッチを作製するに当たって、0.89 μm の波長の使用が最も効率的であろうと予想できる。

2-2 光変調器／スイッチの設計

2-2-1 設計方針

本節は、光変調器／スイッチ素子の具体的な設計及び解析を目的としているが、まず最初に素子構造のおおまかな限界にを設定することにする。光変調器／スイッチの素子構造を、光素子としての立場だけから自由に設定することはできない。すなわち、電子回路および、熱拡散法の観点からみても無理のない構造でなくてはならない。本章では、まず光素子以外の観点による制約を外枠とし、しかる後に光素子としての設計を行なうが、光素子として受けるであろう定性的な制約としては次のようなものが考えられる。

- 1) (高速化のため) npn HBT 型キャリア注入構造を採用する
→ 薄いコアの必要性
- 2) 再成長を行なわない
→ リッジ型の構造の採用
- 3) npn 構造を熱拡散で作製する
→ 導波路を基板表面付近に設定する必要性

1)を言い替えると、高速動作するような HBT を組み込まねばならないということになる。HBT に限らずバイポーラトランジスタの動作速度限界は、ベース走行時間 τ_r に主として影響されるが、一般に τ_r はベース幅 W_b の二乗に比例するため、Fig. 2-6 のようにベースの厚さはできるだけ小さくとするものである。しかし、屈折率変化を担うのは主にベース層であるため、ベース厚が薄すぎれば十分な屈折率変化が得られないおそれがある。それ以前に、Fig. 2-6 のような非対称性の強い構造では導波モードが存在せず光回路として機能しない。2)の方針により埋め込みはできないので、スラブ構造修正による非対称構造の改善はできない。そして 3)の条件であるが、熱拡散によってヘテロ界面に pn 接合の位置をあわせる関係上、ベース層はかなり浅い位置に設定せざるを得ない。なぜならベース位置を基板表面から深い位置にとると、エミッタ用 n 型不純物の拡散フロント制御性が悪化して不都合が生じ

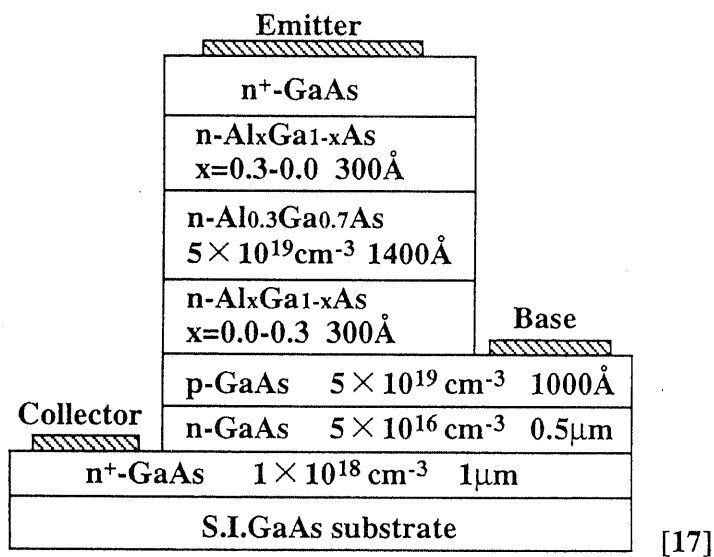
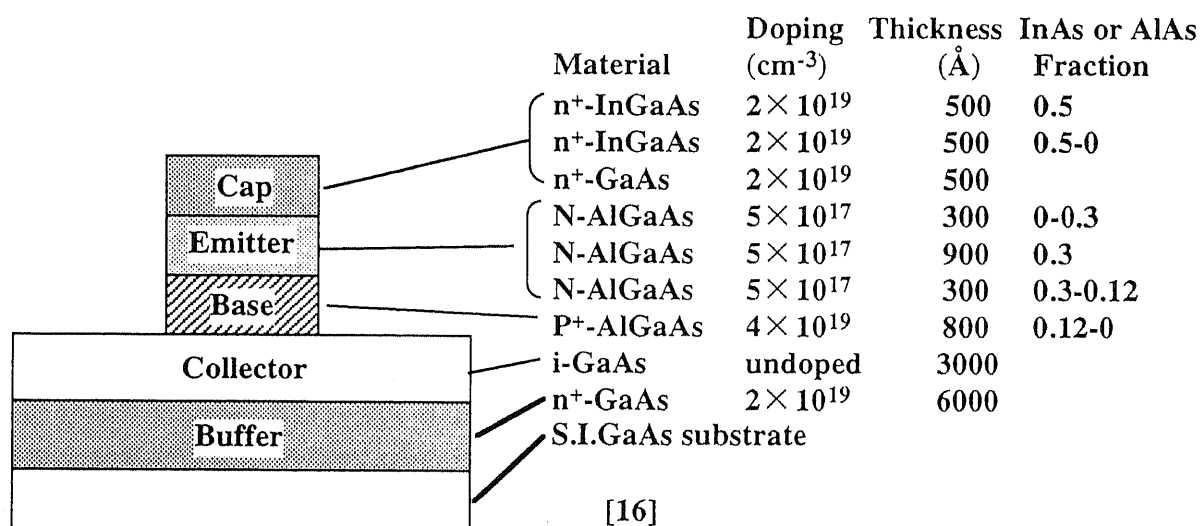


Fig. 2-6 Typical HBT structures for high frequency drive

てしまうからである。

熱拡散法と HBT に関する具体的な検討は別章でおこなうが、ここではそれらの検討結果を先取りし、具体的な指標として以下の構造的な制限を念頭において設計を行なうことにする。

使用できる材料の組成比は、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ において $0.0 \leq x \leq 0.2$ とする。

ベース幅は $0.2 \sim 0.6 \mu\text{m}$ 程度とする。

エミッター-ベース接合深さは基板表面から $0.5 \mu\text{m}$ 以内とする。

ベース-コレクタ接合深さは基板表面から $1.0 \mu\text{m}$ 以内とする。

エミッタの Al 組成はなるべく大きく、コレクタの Al 組成はなるべく小さくする。

2-2-2 設計の手順

三次元導波路の設計及び解析に関しては、等価屈折率法^[14]を採用することにする。ある波に関して Fig. 2-7 のように yz 平面に並行な誘電体多層膜によるスラブ型導波路を考えた時、 yz 平面の中の伝搬定数を β で表わすと、(2-20) 式のようになる。

$$\left(n^2 k_0^2 - \beta^2 - k_{xi}^2 \right) \psi = 0 \quad (2-20)$$

ただし、 k_0 : 伝搬する波の自由空間における波数、

n_i : 各誘電体薄膜のバルクにおける屈折率、

k_{xi} : 各誘電体薄膜中における、 x 方向への波数

d_i : 各誘電体層の膜厚 ($0 < i < m$, Fig. 2-7 中)

ϕ : 伝搬する波の振幅

使用波長及び導波路の構造を決定した状態ならば、 k_0, d_i, n_i は全て定数であり、 β を決定することによって自動的に $|k_{xi}|$ の値が決定できる。ここで、適当な n_i, k_0, d_i, β が選ばれていれば、 $x = +\infty, -\infty$ において波の強度 0 である境界条件を満たす自明でない解が存在する（具体的には多層膜両最外層において x 軸方向の伝搬成分が純虚数であり、減衰成分しか残らないように β を選べる）。つまり、この時の伝搬定数 β で平面内を伝搬し得る。この時、 k_{xi} だけでなく、誘電体薄膜界面における境界条件も必要になる。境界においては、TEモードの場合は

(2-21)、TMモードの場合は (2-22) のような関係をあてはめてゆけばよい。実際の計算は非線形方程式の形になるため、 β の決定にはニュートン法などを用いる必要がある。

$$E_y = A_j e^{ik_{xj}x} + B_j e^{-ik_{xj}x}$$
$$\begin{pmatrix} 1 & 1 \\ ik_j & -ik_j \end{pmatrix} \begin{pmatrix} A_j \\ B_j \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 & 1 \\ ik_{j+1} & -ik_{j+1} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} A_{j+1} \\ B_{j+1} \end{pmatrix} \quad (2-21)$$

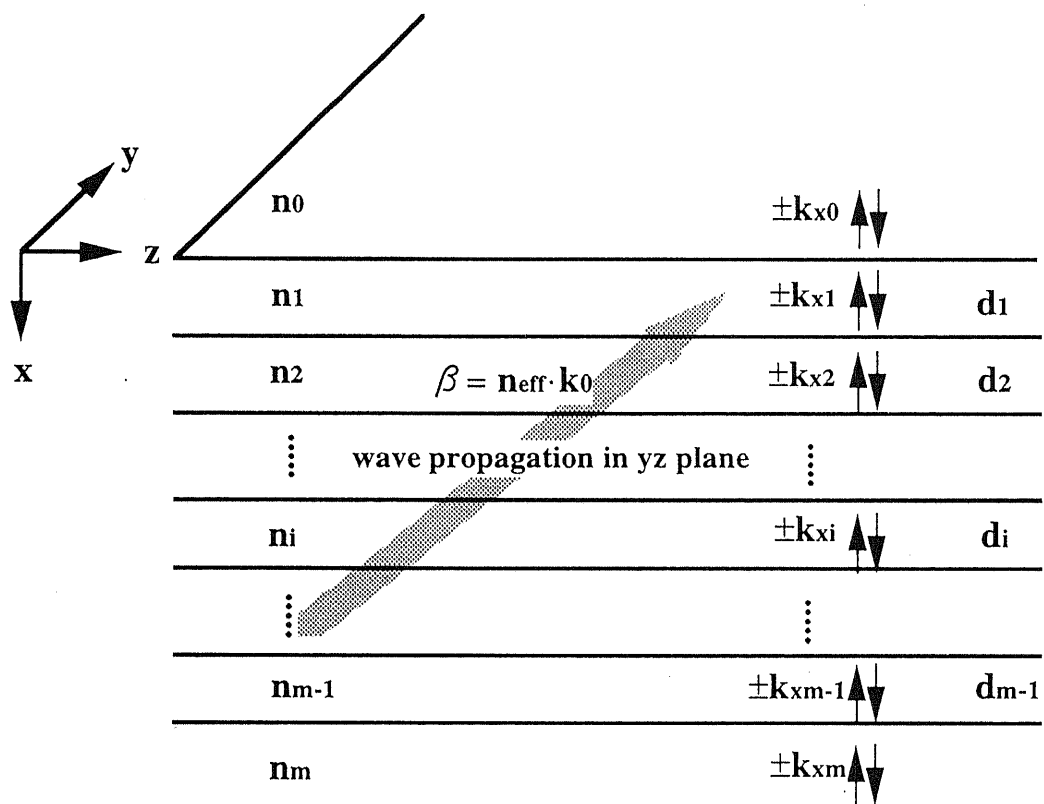


Fig.2-7 An m -layer slab waveguide structure considered for the analysis.

$$H_y = A_j e^{ik_j x} + B_j e^{-ik_j x}$$

$$\begin{pmatrix} 1 & 1 \\ \frac{ik_j}{n_j^2} & -\frac{ik_j}{n_j^2} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} A_j \\ B_j \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 & 1 \\ \frac{ik_{j+1}}{n_{j+1}^2} & -\frac{ik_{j+1}}{n_{j+1}^2} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} A_{j+1} \\ B_{j+1} \end{pmatrix} \quad (2-22)$$

ただし、TMモードは金属電極下での損失が大きいため、本論文では考慮しないことにする。簡単のため、以後はTEモードのみを考えてゆく。

さて、許される伝搬定数 β の値は一つとは限らないが、スラブ型導波路で既に複数の β が可能な場合、三次元導波路及び光素子の理論的設計が困難なため、単一モードになるよう各パラメータを設定する。

この場合、 $\beta = k_0 \cdot n_{eff}$ の関係にある n_{eff} が等価屈折率と呼ばれるものである。二次元光導波路の設計、解析では、この等価屈折率が平面内に分布しているものとする (Fig. 2-8)。例えば、モードの固有値方程式はスラブ型導波路同様に、(2-23) で表せる。

$$k_0 T \sqrt{n_1^2 - N^2} = (m+1)\pi - \tan^{-1} \left(\sqrt{\frac{n_1^2 - N^2}{N^2 - n_0^2}} \right) - \tan^{-1} \left(\sqrt{\frac{n_1^2 - N^2}{N^2 - n_2^2}} \right) \quad (2-23)$$

ただし、 n_0, n_1, n_2 : Fig. 2-8 (a) に示す等価屈折率、 T : 導波路幅、

m : モード次数、 N : n_2 をコアとする平面内導波路の等価屈折率

面内では対称導波路となりえるため、 $n_0 = n_2$ とすると m 次モードのカットオフ条件は (2-24) で表せる。

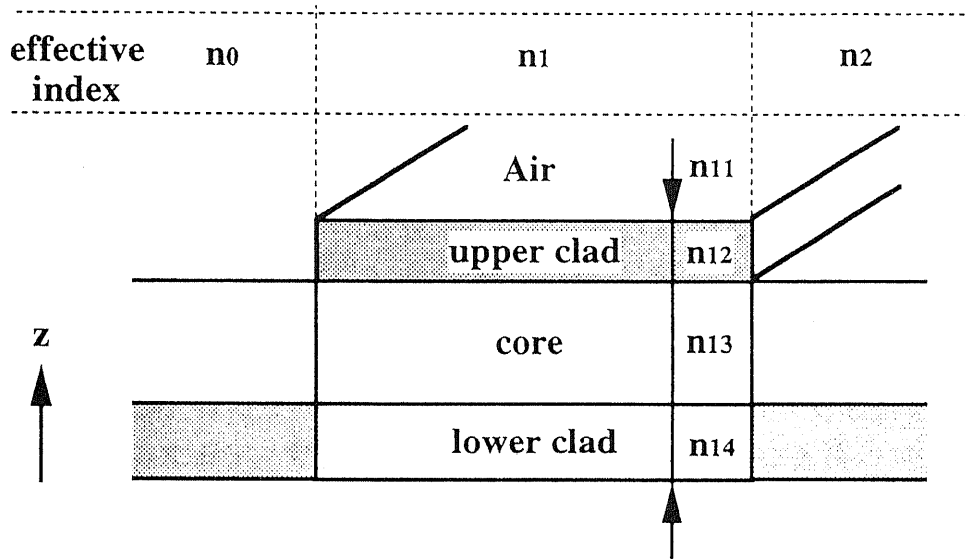
$$k_0 T \sqrt{n_1^2 - n_0^2} = m\pi \quad (2-24)$$

しかし、一般に光素子の屈折率分布は対称導波路のみで表現できるほど単純でない。本論文では本節で計算される等価屈折率配置に二次元BPMを適用して、光変調器／スイッチング素子の設計、解析をおこなう。

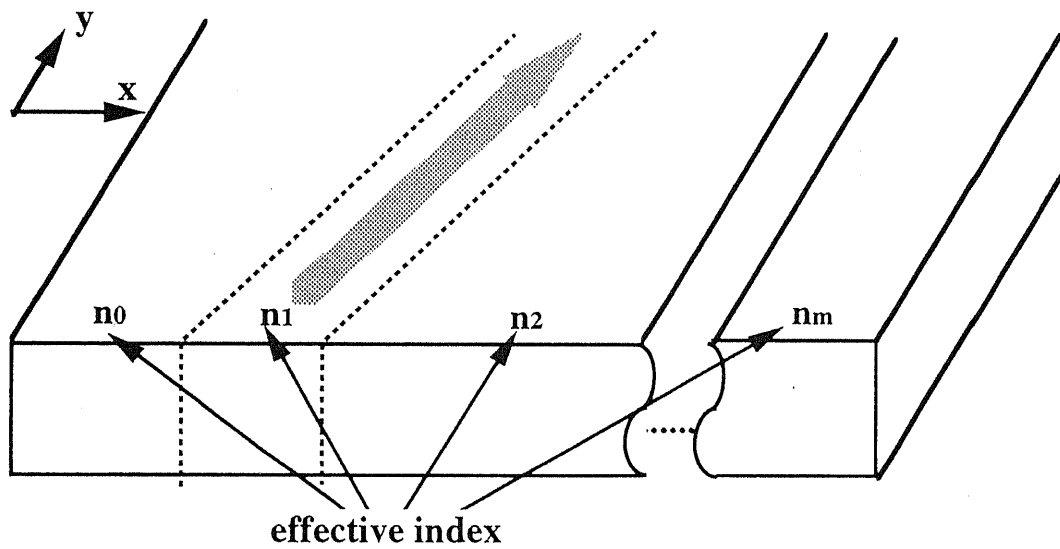
具体的には、1) 単一モードスラブ導波路構造の決定、2) それをエッチングした形で作製する三次元導波路構造の決定、3) 導波路交差角及びHBT配置の試案にBPM解析を適用して評価を行なう、という手順となる。

2-2-3 光変調器／スイッチの設計と解析

まず、バルク $Al_xGa_{1-x}As$ の屈折率として (2-25) 式に示す近似式^[15]を採用し、検討範囲において全般的に適用するものとする。。



(a) A stripe waveguide structure considered for the analysis.



(b) Model for 2D-BPM with effective refractive index

Fig.2-8 Method of effective refractive index

$$n^2 = A + \frac{B}{\lambda - C} - D\lambda^2 \quad (2-25)$$

$\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ について、 $A : 10.906 - 2.92x$, $B : 0.97501$

$$C : (0.52886 - 0.753x)^2 \quad x \leq 0.36$$

$$(0.30386 - 0.105x)^2 \quad x \geq 0.36$$

$$D : 0.002467(1.41x + 1)$$

0.89, 1.06, 1.30, 1.55 μm を代表的な波長とし、それぞれに関して組成-屈折率の関係をプロットすると Fig. 2-9 のようになる。さて、光変調器/スイッチの構成が比較的単純であるとする、平面内において導波路以外の部分の構造は Fig. 2-10 (a) のようなスラブ型導波路になるであろう。まずこの構造が単一モード光導波路になる必要がある。設計の最初に lower clad の AlAs 組成比 x を決定したい。 $x = 0.15$ とした場合、Fig. 2-10 (a) の構造は core 厚が 0.58~0.75 μm の範囲において、対象とする各波長で単一モードスラブ導波路となる。upper clad の配置に関して余裕が欲しいので、core 厚としては下限近くの 0.60 μm を採用することにする。

upper clad の AlAs 組成は、電氣的な要求などから、 $x = 0.2$ とする。対称導波路においては 0, 1 次モードは結合しないので、面内導波路は 1 次モードまで認めることにし、幅方向の余裕をとることにする。各波長に関して、2 次モードのカットオフから、リッジの高さ、幅のカットオフの関係を求めると Fig. 2-11 (b) のようになる。ここではサンプルとして、幅 3.6 μm 、高さ 0.2 μm を選ぶことにした。

次に、交差角と屈折率変化領域の設定を行なう。一般に交差角が 4° 程になると導波路間のモード結合が弱くなるので、交差角を 4° 、屈折率変化領域を交差部分の半分におさまる長方形とすると、Fig. 2-12 (a) の配置図のようになる。

この構成のスイッチに関して BPM による解析を行ない、入出力光強度の比を計算する (Fig. 2-13)。電流注入量 I_E を、ベース走行時間 τ_B とベース蓄積電荷 Q_B をもちいて (2-26) のように表わす。 τ_B は (2-27) で与えられ、 Q_B は (ベース体積 \times 平均的注入電子密度) で求められる。注入電流-コア屈折率変化-出力光強度の対応をとると、Fig. 2-14 のような関係が得られる。

$$I_E = \frac{Q_B}{\tau_B} \quad (2-26)$$

$$\tau_B = \frac{W_B^2}{2D_B} \quad (2-27)$$

ここで、 W_B : ベース幅 (0.6 μm)

D_B : ベース中電子の拡散定数 (85 cm^2/s とした)

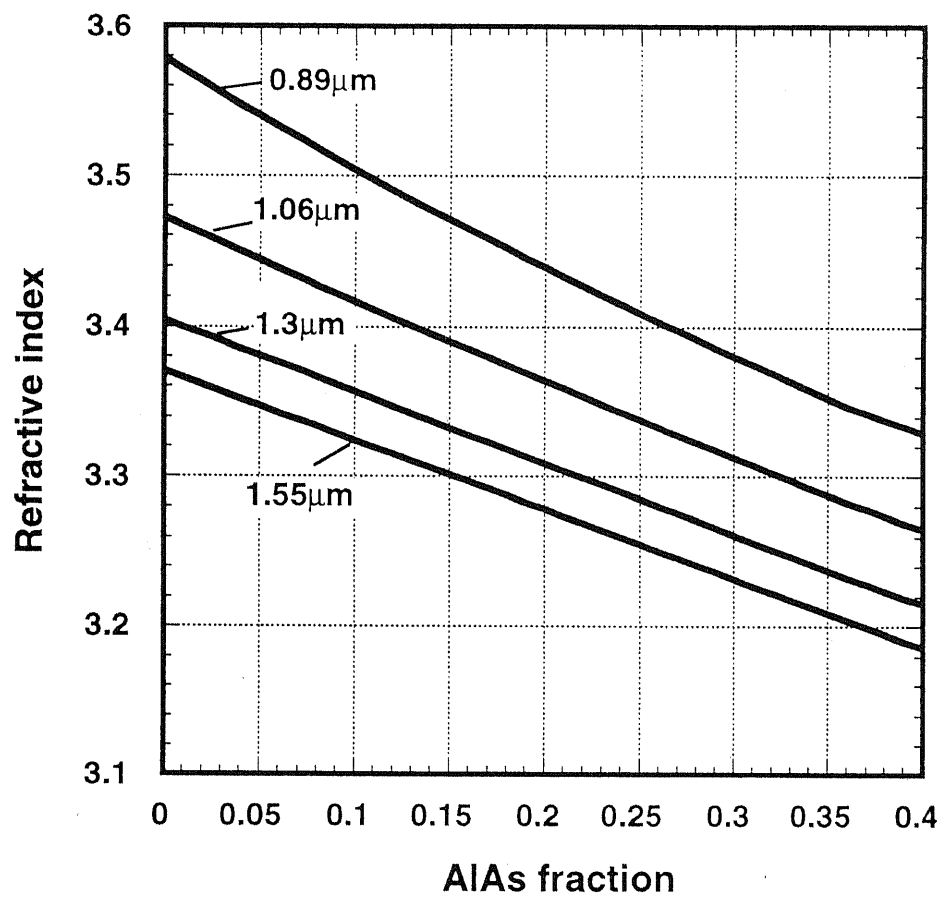
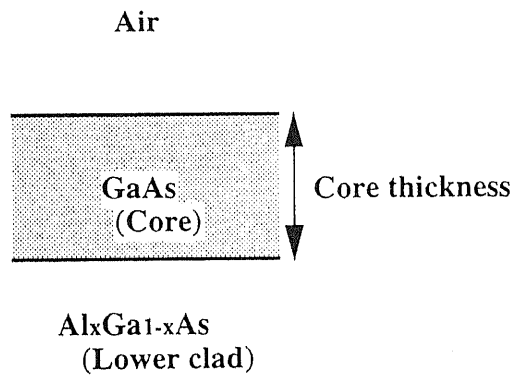
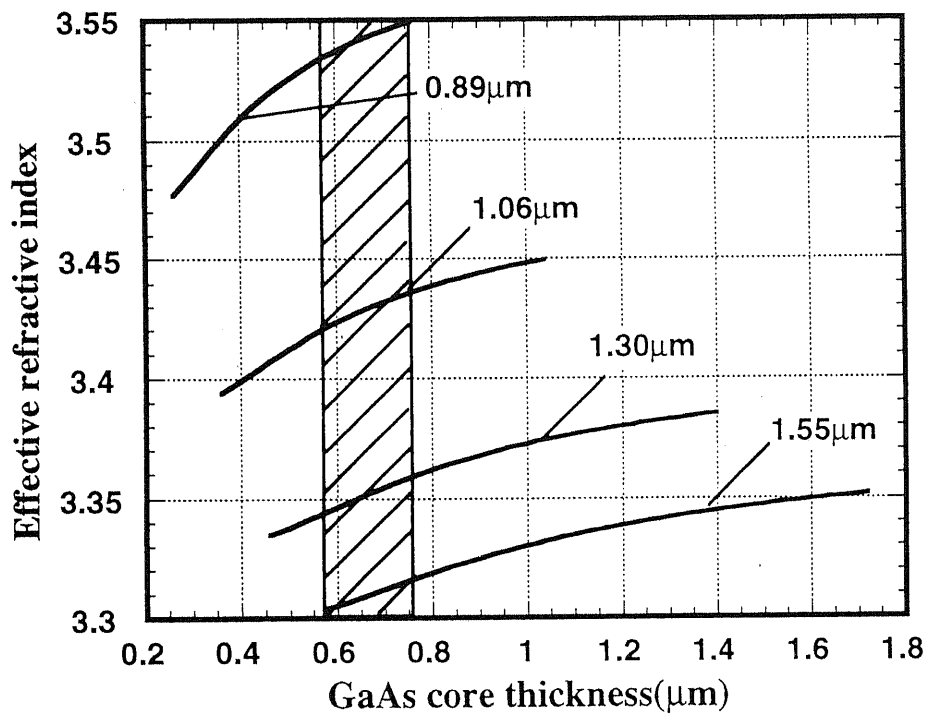


Fig. 2-9 Refractive index of each wavelength

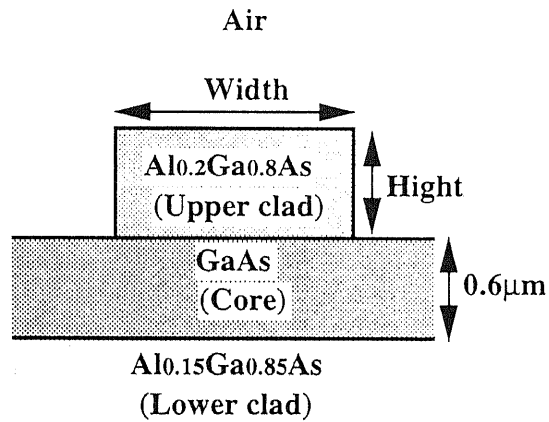


(a) A simple slab waveguide structure

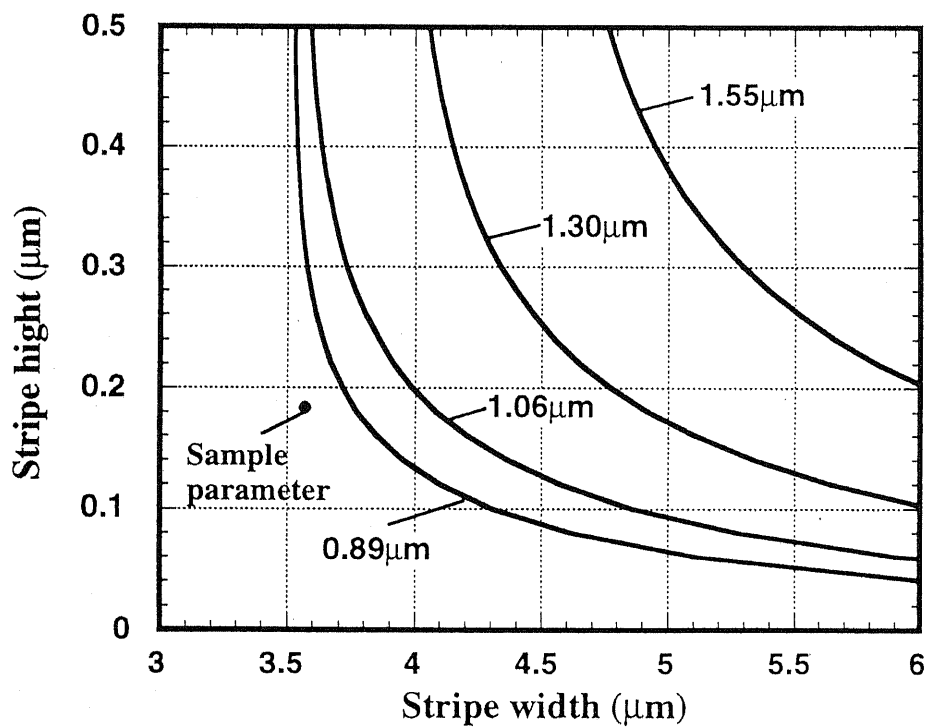


(b) The region of core thickness on $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ lower clad allowed to be a single mode slab waveguide about each wavelength.

Fig. 2-10 Necessary condition of single mode waveguide

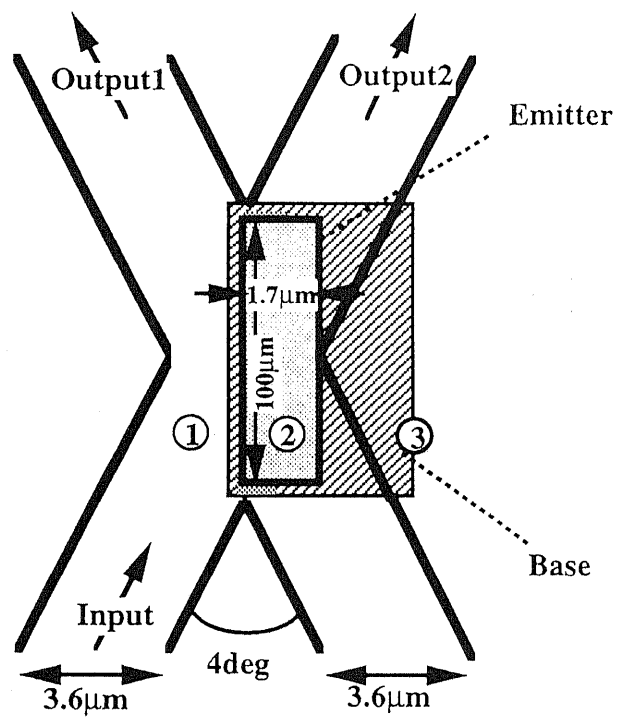


(a) A ridge waveguide structure.



(b) Calculated relationship between the hight and 2-mode cut-off width for each wavelength.

Fig.2-11 Calculated relationship between the hight and 2-mode cut-off width.

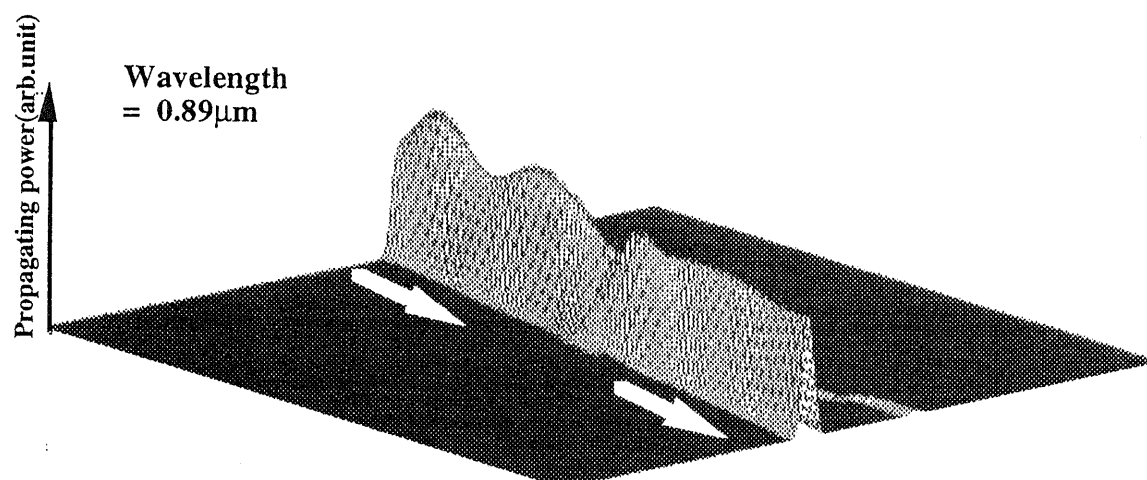


(a) Top view of reflection type optical switch

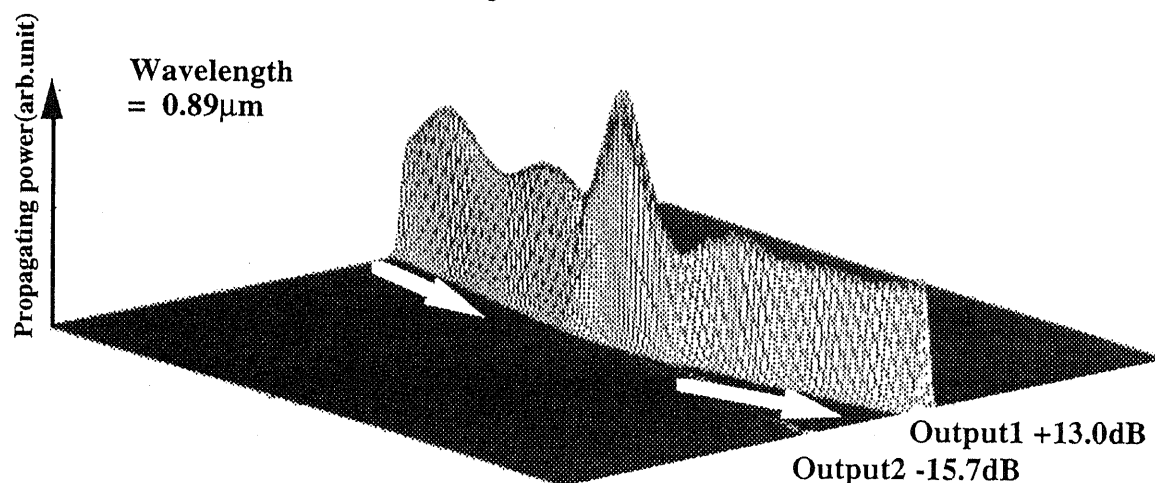
	①	②	③
Air			
upper clad	Al _{0.2} Ga _{0.8} As 0.18μm	Al _{0.2} Ga _{0.8} As 0.18μm n $1.0 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$	
core	GaAs 0.60μm	GaAs 0.60μm p $1.0 \times 10^{18}\text{cm}^{-3}$	GaAs 0.60μm
lower clad	Al _{0.15} Ga _{0.85} As n $1.0 \times 10^{17}\text{cm}^{-3}$		

(b) Cross section of reflection type optical switch

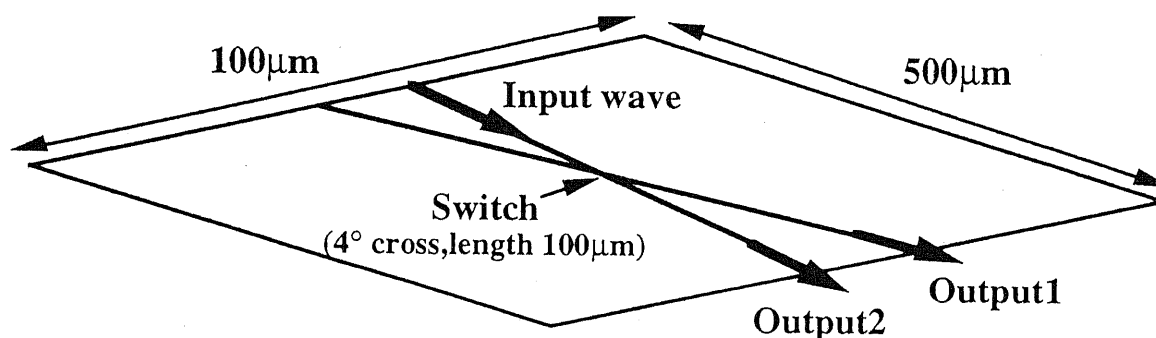
Fig. 2-12 A structure of reflection type optical switch



(a) Calculated power propagation at injection current = 0mA.

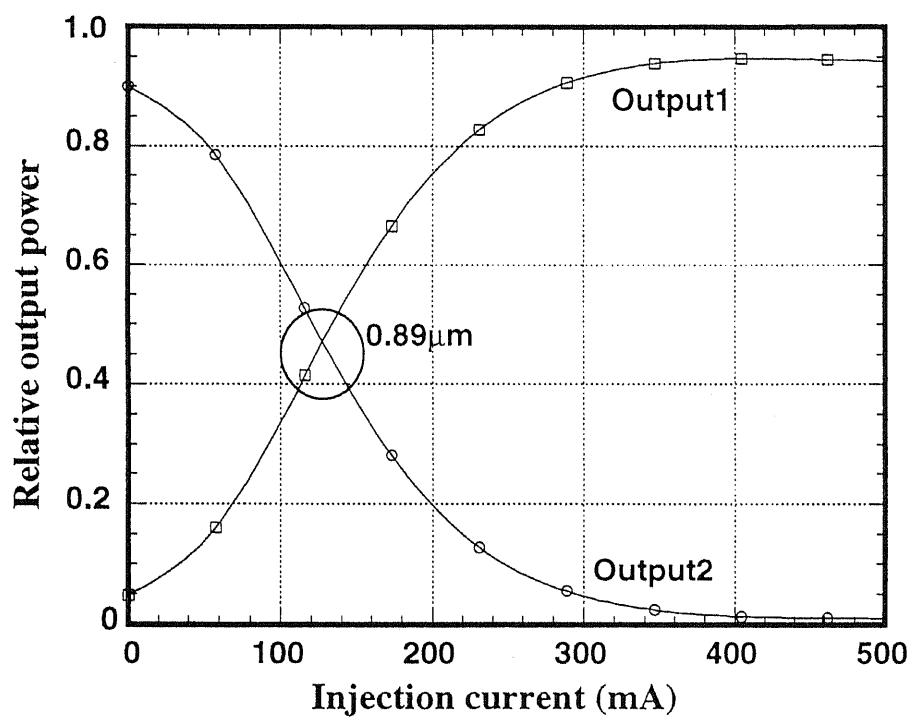


(b) Calculated power propagation at injection current = 346mA.

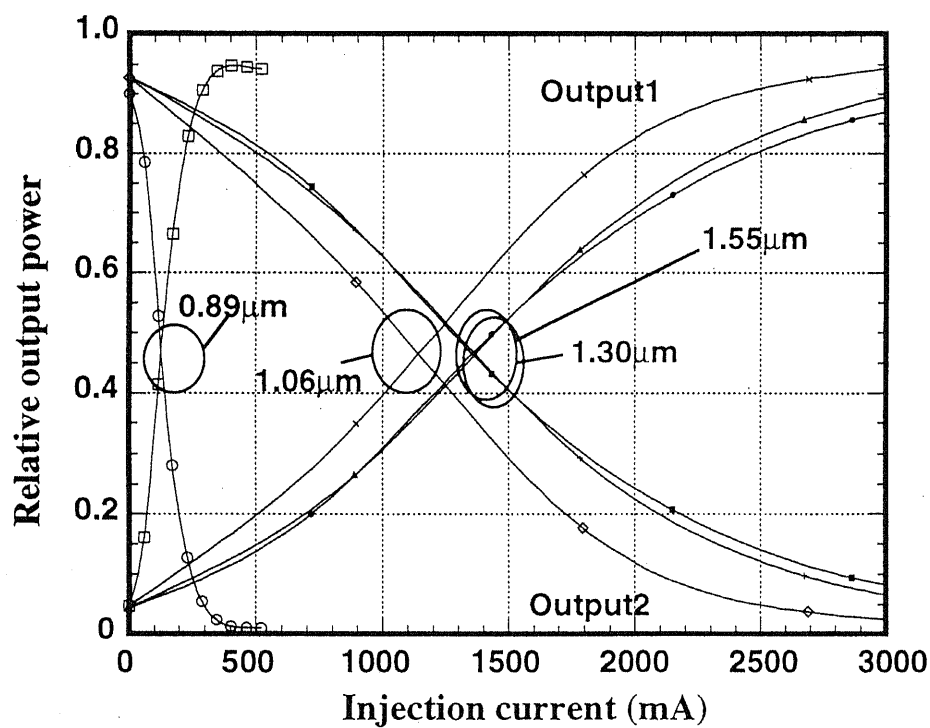


(c) The sketch of simulated structure.

Fig.2-13 BPM analysis of the optical switch in Fig.2-12.



(a) Switching characteristics for 4° cross switch calculated about 0.89 μm wavelength.



(b) Switching characteristics for 4° cross switch calculated about 0.89, 1.06, 1.30 and 1.55 μm wavelength.

Fig.2-14 Optical switching characteristics for 4° cross switch, calculated using the BPM analysis.

Fig. 2-14 によると、より波長が短い場合等価屈折率変化／コア屈折率の変化の比が大きいのので、スイッチングのための屈折率変化は小さくてよいことが示されている。さらに、Table 2-1 からわかるように、 $0.89\mu\text{m}$ の波長に関しては、同じ屈折率変化を得るために注入すべきキャリアの量が他の $1/10\sim 1/6$ であるため電流あたりの利用効率がよい。以後は特記ないかぎり $0.89\mu\text{m}$ の波長を扱っているものとする。

設計上の工夫としては、交差角をさらに大きくすることによって、スイッチング素子の全長を短くするという手法がある。素子長は $\sin^{-1}(\text{交差角}/2)$ に比例するので、例えば交差角を 5.6° にすれば素子長は約 $80.70\mu\text{m}$ となる。同様の手法で解析を行なうと、Fig. 2-15 (b)のような注入特性が得られる。交差角を大きくしてゆくと、電流注入部分の面積は減少するが、スイッチングに必要とする屈折率変化値が大きくなるため、電流注入量を減少させるという効果は得られていないが、消光比としては大きな変化がない (Fig. 2-15 (a))。あまり交差角を大きくすると、反射に必要なコアの屈折率が下側のクラッドを下回ってしまい、それ以上の消光は不可能になると考えられるが、本例の範囲ならばさしつかえないといえる。

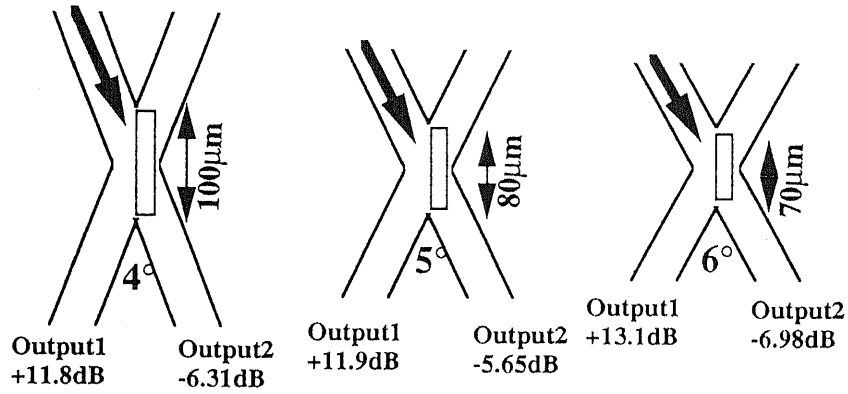
交差部位における電流注入部分の形状を変化させ、電流注入量をさらに減少させるという手法も考えられる。交差角 4° の条件で、屈折率変化領域の幅を $1.7\mu\text{m}$ から $1.0\mu\text{m}$ に減少させた場合、さらに、屈折率変化領域を交差部の半面ではなく、中央に配置した場合の双方について解析を行なった。注入電流、出力光強度の関係を

Fig. 2-16 (b)に示す。 $0\sim 100\text{mA}$ の範囲において、単位電流あたりの光出力変化量は、中央配置 $1.0\mu\text{m}$ 幅、通常配置 $1.0\mu\text{m}$ 幅、通常配置 $1.7\mu\text{m}$ 幅の順であるが、大電流注入時、例えば 300mA を超える領域の消光比の大きさではこの順序は逆転する。特に、中央配置 $1.0\mu\text{m}$ 幅の構成は、左右に導波路を分けるという形になるため、ある程度の結合はやむを得ないところがある。特筆すべき利点として、左右対称形であることから、単体で交換器としての役割を果たすことができるという点がある。

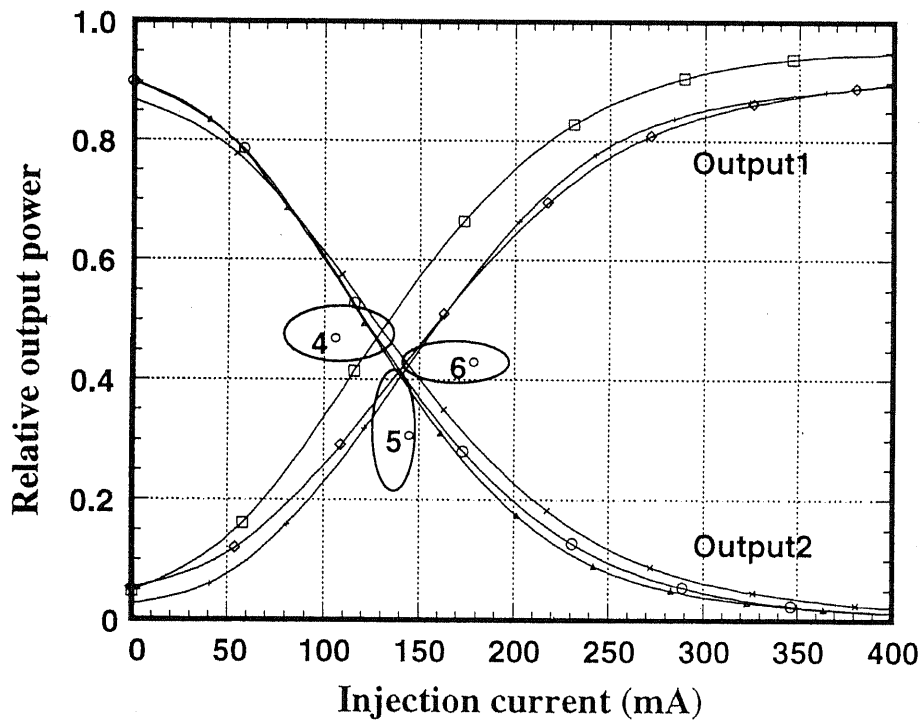
最後に、波長 $0.89\mu\text{m}$ に関する計算の全てにおいて、コア部への注入電子密度は、前節で求められた屈折率急減密度以下であったことを申し添えておく。

2-2-4 結論

適当な汎用導波路を想定して、二次元BPMを適用し、各波長においてスイッチング特性を計算した。 $0.89\mu\text{m}$ 以外の検討波長においては、注入電流量が 1.0A 以上とかなり大きい値になってしまう。それぞれ、ダイオード素子ならばこのような大電流は必要としないのだが、例えば注入されたelectronの寿命が 21ns だとして、今回設定したベース走行時間は 21ps 。動作時間が $1/1000$ になれば、必要な電流は逆に 1000 倍になるというわけである。電流低減のための手法としては、その時々が必要に応じてコレクタバイアス値を変化させ、キャリアの引き抜き速度を変えるという手法が考えられる。ともかく、よりエミッタ注入電流を少なくするために、屈折率変化量／注入電流量比の大きい $0.89\mu\text{m}$ 帯を使用することは自然な選択といえる。

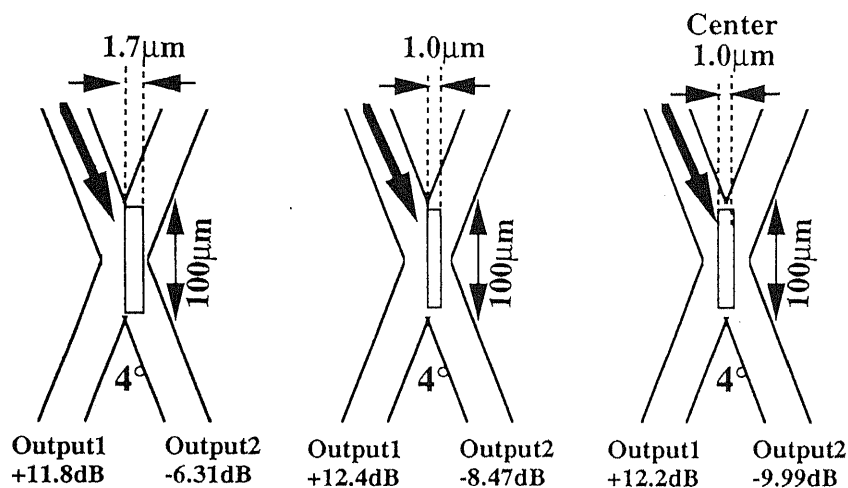


(a) Optical output at injection current = 200mA compared with power at no injection

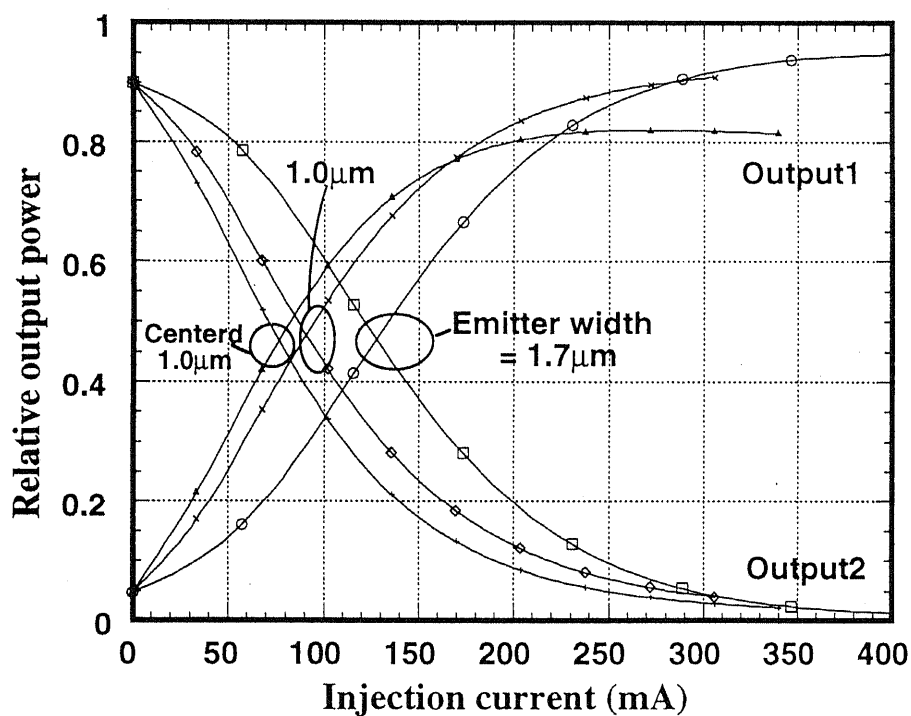


(b) Switching characteristics for 4°, 5° and 6° cross switch calculated about 0.89 μm wavelength.

Fig.2-15 Optical switching characteristics for 4°, 5° and 6° cross switches, calculated using the BPM analysis.



(a) Optical output at injection current = 200mA compared with power at no injection



(b) Switching characteristics for 4° cross switches calculated about 0.89 μm wavelength.

Fig.2-16 Optical switching characteristics for different forms of injection region, calculated using the BPM analysis.

定性的な傾向として、交差角が大きくなるにつれて、二本の交差導波路の結合が小さくなり、電流非注入時の反射方向出力値は急激に小さくなる。それにしたがって、反射方向出力の消光比は大きくなるが、直線通過方向出力の強度を減少させることは困難になり、消光比の値も数dBどまりになってしまう。交差角の検討とはすなわちこの折り合いをいかにつけるかという問題でもある。さらに交差角を大きくしてゆくと、ベース中 electron 密度を限界まで上昇させても、反射出力が上昇しないという現象が発生する。逆に交差角を小さくしすぎると、屈折率変化領域を超えて導波路が結合してしまうため、シャープな消光比を得難くなってしまう。

経験的に、 3° 以下では結合が大きくなり、屈折率変化領域の面積を大きくしなければならない。大きくする限界としては、交差角を 8° に増やして Fig. 2-15 の要領の素子をシミュレートした結果、直線出力消光比-10dBは可能なのだが、ベース中 electron 密度を $1.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 程度にせねばならなかったことから考えて、 8° 程度と考えている。 $1.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ は、スラブ導波路のモードが存在しなくなる近傍であり、屈折率変化面からみたバンド端シフトの危険領域でもある。交差角の増減検討を $4 \sim 7^\circ$ の範囲で行なったのはそのためである。

本例は汎用の導波路として考えたものであり、 $0.89 \mu\text{m}$ に特化した設計をなされていない。実際には交差角、導波路幅、屈折率反射部形状など、まだまだ最適化の余地は残っているものと考えられるが、単純な構成の変調器／スイッチで10dB以上の消光比を達成する見込がたったことで、本節の目的は達せられたと言えよう。

2-3 まとめ

本章では、GaAsへのキャリア注入に伴って発生する屈折率変化を、bandfilling effect, bandshrinkage effect, plasma effect などの要素から見積もった。注入濃度あたりの electron による屈折率変化は hole のそれと比較して 2.5~10倍と大きく、この点からみても HBTとしてnpn型の採用は必要である。

電流注入による屈折率変化量はバンド端付近で最も大きく、検討した波長のなかでは $0.89 \mu\text{m}$ でのものが最大であった。 $0.89 \mu\text{m}$ での使用を前提に、様々な形のX字反射型光スイッチの消光比を検討したが、Fig. 2-16 (a)における、中央配置型のスイッチング素子では、注入電流200mAで通過型出力、反射型出力の双方において、消光比10dB程度の計算値を得ることができた。

References

- [1] J.G.Mendoza-Alvarez, R.H.Yan, and L.A.Coldren, "Contribution of the band-filling effect to the effective refractive-index change in double-heterostructure GaAs/AlGaAs phase modulators", J.Appl.Phys., vol.62, p.4548, 1987.
- [2] J.G.Mendoza-Alvarez, L.A.Coldren, A.Alping, R.H.Yan, T.Hausken, K.Lee, and K.Pedrotti, "Analysis of depletion edge translation lightwave modulators", IEEE J.Lightwave Technology, vol.6, p.793, 1988.
- [3] G.Lasher and F.Stern, "Spontaneous and stimulated recombination radiation in semiconductors", Phys.Rev., vol.133, p.A553, 1964.
- [4] B.R.Bennett, R.A.Soref, and J.A.del Alamo, "Carrier-Induced Change in Refractive Index of InP GaAs, and InGaAs-P", IEEE J. Quantum Electronics, vol.26, p.113, 1990.
- [5] T.S.Moss, G.J.Burrell and B.Ellis, Semiconductor Opto-electronics. New York: Wiley, pp.48, 1973.
- [6] A.Yariv, Optical Electronics, 3rd ed. New York: Holt, Rinehart and Winston, pp.474, 1985.
- [7] N.G.Nilsson, "Empirical approximations for the Fermi energy in a semiconductor with parabolic bands", Appl.Phys.Lett., vol.33, pp.653, 1978.
- [8] F.Stern, "Band-tail model for optical absorption and for the mobility edge in amorphous silicon", Rhys.Rev., vol.B3, p.2636, 1971.
- [9] H.C.Casey and F.Stern, "Concentration-dependent absorption and spontaneous emission of heavily doped GaAs", J.Appl.Phys., vol.47, p.631, 1976.
- [10] P.A.Wolff, "Theory of the band structure of very degenerate semiconductors", Phys.Rev., vol.126, pp.405, 1962.
- [11] W.Kowalsky and K.J.Ebeling, "Optically controlled transmission of InGaAsP epilayers", Opt.Lett., vol.12, pp.1053, 1987.
- [12] M.Bugajski and W.Lewandowski, "Concentration-dependent absorption and photoluminescence of n-type InP", J.Appl.Phys., vol.57, pp.521, 1985.
- [13] C.H.Henry, R.A.Logan, and K.A.Bertness, "Spectral dependence of the change in refractive index due to carrier injection in GaAs lasers", J.Appl.Phys., vol.52, pp.4457, 1981.
- [14] E.A.J.Marcatili, "Dielectric rectangular waveguide and directional coupler for integrated optics", Bell Syst.Tech.J., vol.48, p.2071, 1969.
- [15] M.Ilegems and G.L.Pearson, "Infrared reflection spectra of $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$ mixed crystals", Phys.Rev.Ser., B, vol.1, pp.1576, 1970.
- [16] K.Nagata, O.Nakajima, T.Nitto, Y.Yamauchi and T.Ishibashi, "A New Self-Alignment Technology Using Bridged Base Electrode for Small-Scaled AlGaAs/GaAs HBT's", IEEE Trans. Electron Devices, vol.39, p.1786, 1992.
- [17] H.L.Chuang, M.S.Carpenter, M.R.Melloch, M.S.Lundstrom, E.Yablonovitch and T.J.Gmitter, "Surface passivation effects of Al_2S_3 glass on self-aligned AlGaAs/GaAs heterojunction bipolar transistors", vol.57, p.2113, 1990.

第3章 光スイッチ用拡散ヘテロバイポーラトランジスタの特性

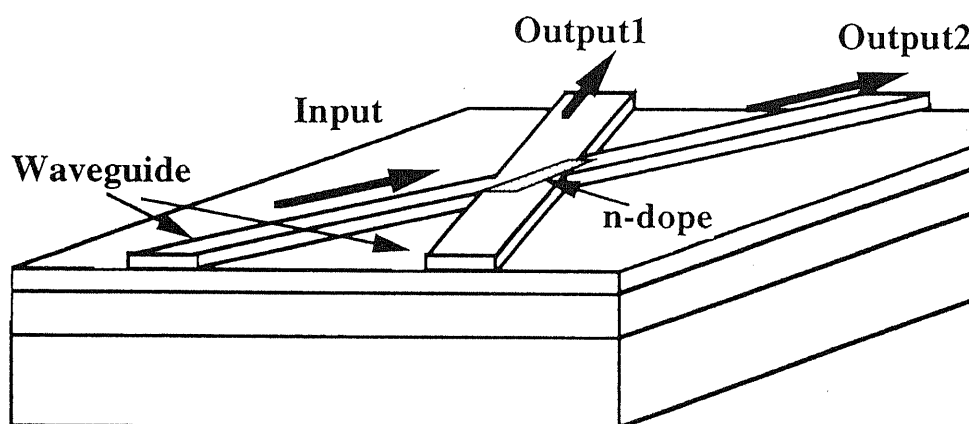
3-1 はじめに

光スイッチング素子には、さまざまな屈折率変化現象が利用されており、 LiNbO_3 、 LiTaO_3 などの一次の電気光学係数変化や、 $\text{GaAs}/\text{AlGaAs}$ 、 $\text{InGaAsP}/\text{InP}$ などの超格子に対する量子閉じこめシュタルク効果などがある。これらの現象にもとづいて多様な変調器／スイッチング素子の試作がおこなわれているが、それぞれに問題点があり、いくつかのカテゴリに分類できる。例えば、得られる屈折率変化が大きくないため素子長が約1mm程度と長くなってしまいうという欠点がある。素子長が小さくならないことは、高密度集積化の面で大きな問題であり、チャージング、キャパシタの低減に関しても不利な特徴となる。量子井戸を用いた光スイッチング素子に関しては、偏波依存性の問題が発生する。さて、自由キャリアの注入に伴う屈折率変化はかなり大きく^{[1]-[5]}、素子長100 μm 程度の光スイッチを作製しうる程度に大きいことが前章で示されている。さらに、キャリア注入に起因する屈折率変化には偏波依存性がない^{[6][7]}。

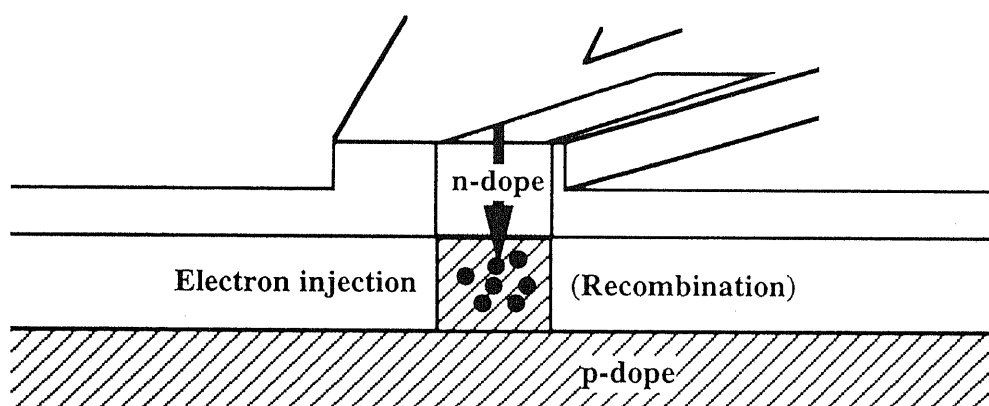
これらの特徴から自由キャリア注入素子は集積化回路に適しており、実際にモノリシック集積化の試みも行なわれている。たとえば、p-n(あるいはp-i-n)構造のキャリア注入型光スイッチ／変調器が Si ^[9]、 InP/InGaAs ^{[6]-[8]}を用いて、また4 \times 4スイッチ^[10]も試作されている。しかしながら、ダイオード型の光スイッチのスイッチング時間はほぼ注入キャリアの寿命に制限されてしまうため、高速動作が困難という欠点があった。

たとえば p-GaAs ならば注入された電子の寿命である 10~100 ns 程度の時間がスイッチングに必要ということになる。しかし、キャリア注入素子として、バイポーラトランジスタ構造を採用することによって、電子の寿命より短い時間で注入された電子を除去することができる。つまり、ベースの領域をコアとみなして、エミッタから注入した電子を逆バイアスのかかっているコレクタ側に引き抜くという構想である。また、 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ 系の導波路を考えた場合、エミッターベース界面を $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ ヘテロ界面に合わせれば、wide gap emitter^{[12][13]}を用いることになり、エミッタ注入効率の面でも有利である。この構造はヘテロバイポーラトランジスタ(以後 HBT と表記する)として動作するであろう(Fig. 3-1)。GHzオーダーで動作する HBT の試作は数多く行われており^{[14][15]}、本機構の採用によりキャリア注入型素子のスイッチング時間を大幅に短縮できる見込がある。

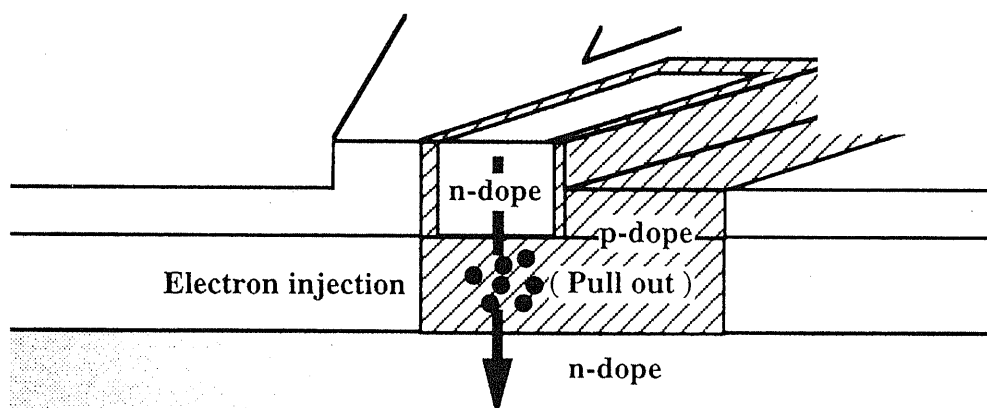
さて、HBTを作製するためには、通常ドーピングをほどこしたエピタキシャル成長を行わなければならない(Fig. 3-2 (a))。しかしながら、全体に一様なドーピングがなされた場合、素子間の絶縁がとれず、また自由キャリアによる吸収が大きくなってしまいうため、選択エッチングを行ない個別にHBTを切り離れたうえであらたに導波路構造の成長を行わなければならない(Fig. 3-2 (c))。この際、一度目の成長により作られたHBTのベースと光学的に結合するように、導波路構造のコア部分を成長させる必要があるが、この再成長プロセスは歩留まりを低下させる大きな要因となる。



(a) The carrier injection optical switch



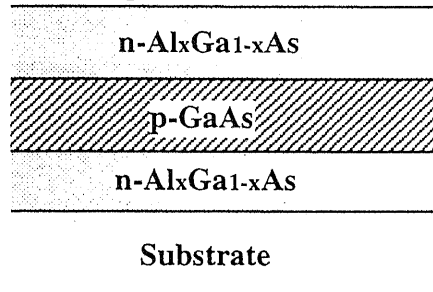
(b) The cross section of conventional carrier injection device



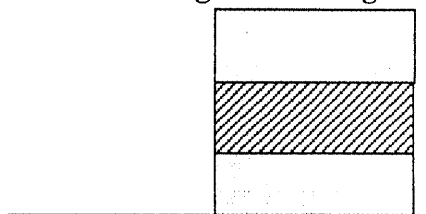
(c) The HBT structure for the carrier injection device

Fig. 3-1 The equipment of HBT to optical switch

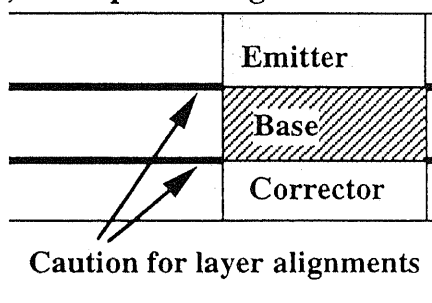
(a) The regrowth method's start



(b) Patterning and etching

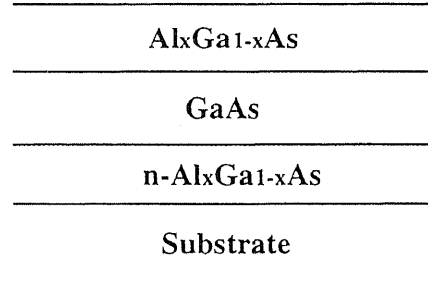


(c) Epitaxial regrowth

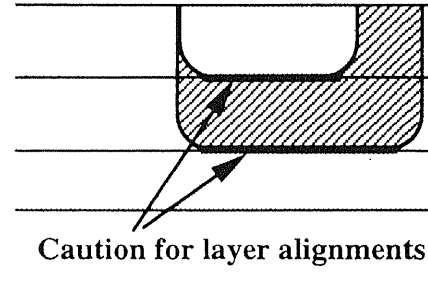


Caution for layer alignments

(A) The diffusion method's start



(B) Impurity diffusion



Caution for layer alignments

(d) or (C) Patterning and etching

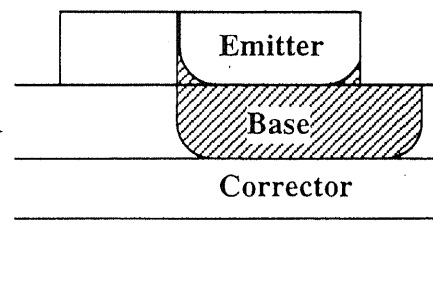


Fig. 3-2 The fabrication process of DHBT using regrowth or diffusion method

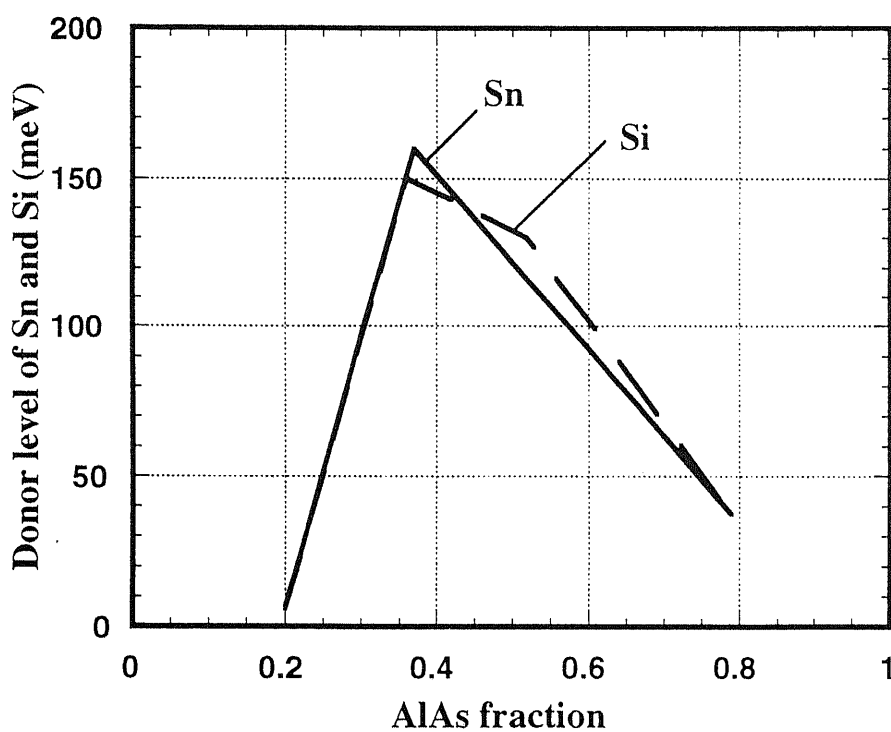
しかしながら、Fig. 3-2 (A)のようにあらかじめ導波路の構造を作製しておき、熱拡散法で部分的にドーピングを行なうことで (Fig. 3-2 (B))、HBT 構造を作製することができれば、再成長の必要はなくなり、プロセスは大幅に簡略化されるであろう。このようなプロセスでデバイスを作製した場合、HBTの動作に対してどのような影響が考えられるであろうか。本章では、導波路の材質として $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ を考え、光変調器/スイッチとしての使用を前提とし、なおかつ熱拡散法で作製されるnpn型HBTに関して考察をおこなう。

3-2 ドーププロファイルに関する検討

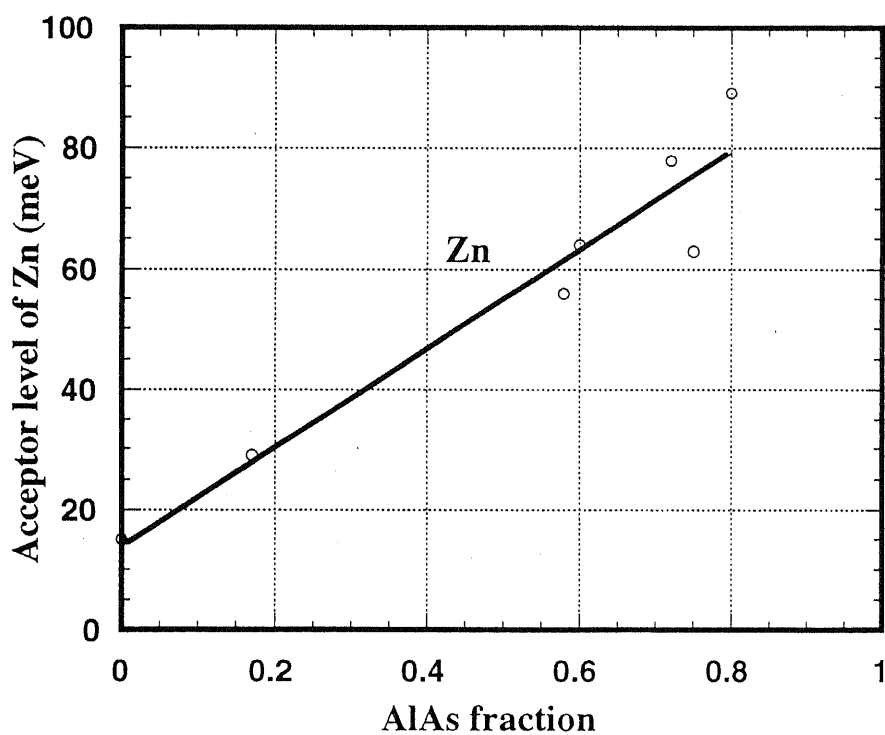
$\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ のAl 組成 x が零、すなわちGaAsの時は Γ 点が伝導帯の最下点であるが、Al組成が増加してゆくにつれバンド構造が変化してゆき x が 0.45になるあたりから伝導帯下端は Γ 点からX点に移動する。同時にキャリアの移動度も低下するのでこのような組成の $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の使用は好ましくない。さらに、伝導帯最下点がシフトするよりもかなり小さい組成比において、 x あたりのバンドギャップ変化率、不純物準位の変化率が変化することがある。本章の検討に対しては、不純物準位の変化が大きな意味をもつ。同一の不純物プロファイルにおける励起キャリアの種類、量の変化は、ヘテロ構造の組成比設計、熱拡散プロセスの適用に大きく影響を及ぼすからである。特に、本質的に二種類（以上）の不純物がドーピングされるエミッタのキャリア濃度に関して重要である。

プロセスで使用する不純物を n型: Sn, Si p型: Zn に限定する。不純物準位とAl組成の関係は Fig. 3-3 (a), (b)のようになっている^{[17]-[18]}。伝導帯の下端位置変化に対してドナーの準位は急激な変化をみせるが、元素間の差は小さい。アクセプタは、ここではZnのみをとりあげているが、元素によって準位は異なり、組成による変化も単調である。充満帯の構造は Al 組成 x によって大きく変化しないという性質が顕著に出ている。これらの関係を表わす式を含め、以後頻繁かつ共通に使用する $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ に関する近似式を Table 3-1 にまとめておく。SnとSi^{*1}の不純物準位は同じ式で表わされるものとし、Zn、Sn (及びSi) の双方がドーピングされた場合の励起キャリア密度を求めてみる。古典近似を用いることにすると、励起される電子密度 n 、ホール密度 p はそれぞれ (3-1)、(3-2) と表わすことができる。活性化するアクセプタ N_A^- 、ドナーの密度 N_D^+ は (3-3)、(3-4) とあらわされる。電気的中性条件 (3-5) に対してニュートン法などを適用すれば各不純物濃度の混合状態に対するフェルミ準位をもとめることができる。

*1 ただしSiは補償効果の出る両性不純物として知られており、 10^{18}cm^{-3} オーダー以上のドーピング領域では Fig. 3-3 (a) の関係が成立しない。しかし、ここでは Si のドーピング量は 10^{17}cm^{-3} を超えないようにし、Fig. 3-3 (a)の関係が成立するものとする。



(a) Donor level from conduction band for $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$.^{[16][17]}



(b) Acceptor level from valence band for $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$.^[18]

Fig.3-3 Imprity level for $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$.

$$E_g : \text{bandgap of Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As (eV)}$$

$$= 1.420 + 1.267 x$$

$$m_e : \frac{\text{effective mass of electron}}{\text{rest mass of electron}}$$

$$= 0.066 + 0.083 x$$

$$m_{hh} : \frac{\text{effective mass of heavy hole}}{\text{rest mass of electron}}$$

$$= 0.45 + 0.31 x$$

$$m_{lh} : \frac{\text{effective mass of light hole}}{\text{rest mass of electron}}$$

$$= 0.084 + 0.053 x$$

$$m_{dh} : \text{averaged effective mass of hole}$$

$$= \left(m_{lh}^{\frac{3}{2}} + m_{hh}^{\frac{3}{2}} \right)^{\frac{2}{3}}$$

$$E_D : \text{impurity level of Sn (eV)}$$

$$= 0.006 \quad (0.0 \leq x \leq 0.2)$$

$$= -0.174 + 0.900 x \quad (0.2 < x \leq 0.36)$$

$$E_A : \text{impurity level of Zn (eV)}$$

$$(\text{from valence band})$$

$$= 0.0143 + 0.0813 x$$

Table 3-1 The formulas for approximation

$$N_D^+ = \frac{N_D}{1 + \exp\left(-\frac{e}{k_B T}(E_F - E_D)\right)} \quad (3-1)$$

$$N_A^- = \frac{N_A}{1 + \exp\left(-\frac{e}{k_B T}(E_g - E_A - E_F)\right)} \quad (3-2)$$

ここで、 m : 電子の静止質量, E_g : バンドギャップ (eV),
 E_F : 伝導帯下端を 0、充満帯上端を $+E_g$ と数えるフェルミ準位 (eV),
 m_e : Table 3-1 に示す電子の有効質量 (m),
 m_{dh} : Table 3-1 に示すホールの有効質量 (m)

$$n = 2 \left(\frac{2\pi k_B T m_0 m_e}{h^2} \right)^{\frac{3}{2}} \exp\left(\frac{-eE_F}{k_B T}\right) \quad (3-3)$$

$$p = 2 \left(\frac{2\pi k_B T m_0 m_{dh}}{h^2} \right)^{\frac{3}{2}} \exp\left(\frac{e(E_F - E_g)}{k_B T}\right) \quad (3-4)$$

ここで、 E_A : 伝導帯下端を 0、充満帯上端を $+E_g$ と数えるドナー準位 (eV),
 E_D : 充満帯上端を 0、伝導帯下端を $+E_g$ と数えるアクセプタ準位 (eV),
 N_D : ドープされたドナー濃度, N_A : ドープされたアクセプタ濃度

$$n + N_A^- - p - N_D^+ = 0 \quad (3-5)$$

この手法を用い、Al 組成 x を 0, 0.2, 0.36 のそれぞれの場合に対して、Zn と Sn を $1.0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3} \sim 1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の範囲で組合せ、励起されるキャリア量をマッピングし、多数キャリアの等高線を一つの図にプロットしたものが Fig. 3-4 である。

Fig. 3-4 ある点をはさむ等高線の値を目安にすると分かりやすいであろう。

留意すべき特徴として、次のものが挙げられる。 $p = n$ の極性反転条件を表わす線が Zn density = Sn density の直線とほぼ並行に走っているが、 $x = 0, 0.2$ の双方においてはほぼ同じ直線であると言える。しかし、 $x = 0.36$ の場合この直線はやや右下方向にずれている。この 2 本の線に挟まれた領域のドープが、 $x = 0 \sim 0.2$ の組成になされれば n 型になり、 $x = 0.36$ の組成になされれば p 型になるということになる。HBT はワイドギャップエミッタを用いるので、エミッター-ベース接合部ではエ

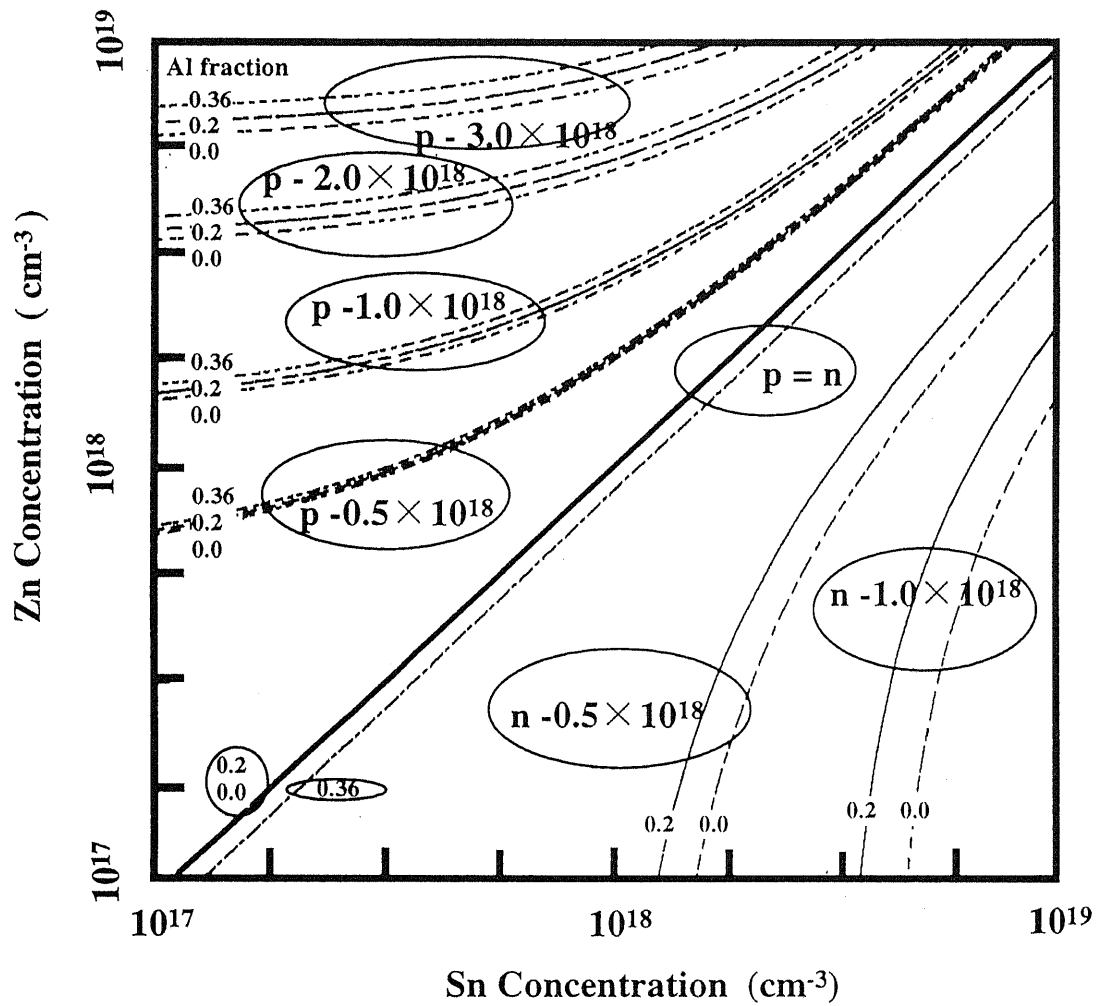


Fig. 3-4 Calculated contour of carrier density, GaAs, $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$, and $\text{Al}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}$ which doped Zn and Sn together

ミッタのAlAs組成比 > ベースのAlAs組成比であるが、仮にエミッタ $x = 0.36$, ベース $x = 0$ という組合せとすると、エミッタを n に、ベースを p にという不純物拡散は難しいことになる。逆に、エミッタを p に、ベースを n にという不純物拡散を行なう場合には、pn接合-ヘテロ接合の整合に対して余裕としてはたらく、エミッタ-ベース接合の各不純物濃度はこの2本線の間の任意の数値をとり得るということになる。本研究では npn トランジスタの作製を考慮しているので、この作用は不都合な方向にはたらくが、エミッタ側の AlAs組成比を 0.2以下にとることで回避することが可能である。

さらに、 $x = 0.36$ の場合、 n 型にドーピングした場合のキャリア密度が稼げないという欠点が表われている。 $x = 0.2$ 以上で n 型の不純物準位が急激に深くなることの影響であるが、不純物準位がほぼかわらない組成比、すなわち、 $x = 0 \sim 0.2$ の領域では、逆に x の増加にしたがってキャリア密度は増加している。これは、Znの不純物準位が相対的に深くなっており、チャージされるアクセプタ量が減少しているためである。それに加えて、よりワイドギャップのエミッタを利用するという観点から、エミッタの AlAs組成比を 0.2 とするのが妥当であろう。

二重拡散法を用いて npn トランジスタを作製する場合、エミッタには不可避免的に2種類以上の不純物が存在するため、キャリア量は本手法によって求める必要がある。エミッタの AlAs組成比を 0.2、ベースは GaAs とし、Fig. 3-5 (a)のようなモデルを仮定した場合のエミッタ注入効率 γ を Fig. 3-5 (b)に示す。このとき、ワイドギャップエミッタ^{[12][13]}の理論により示される導出式 (3-6) を使用した。

$$\gamma = \frac{N_e}{P_b} \frac{v_{nb}}{v_{pe}} \exp\left(\frac{\Delta\epsilon_g}{k_B T}\right) \quad (3-6)$$

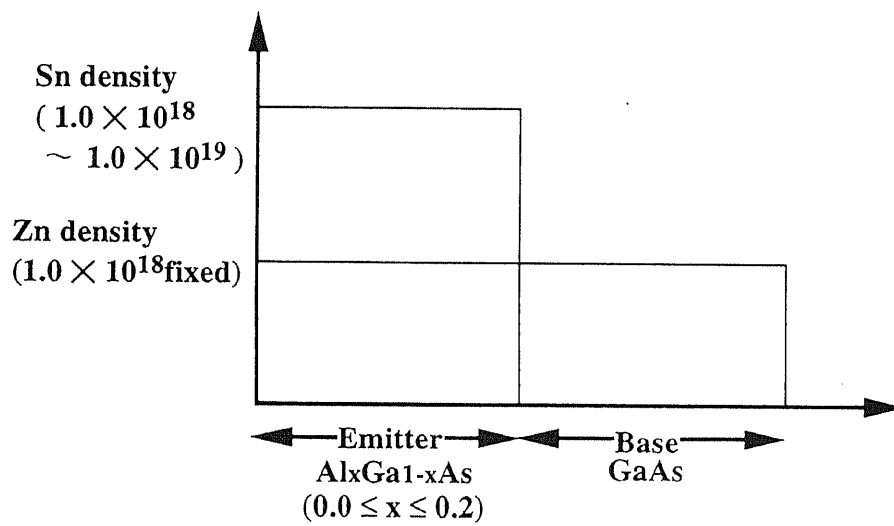
ただし、 N_e : エミッタのelectron濃度、 P_b : ベースのhole濃度

$\Delta\epsilon_g$: エミッタのバンドギャップ-ベースのバンドギャップ値(eV)

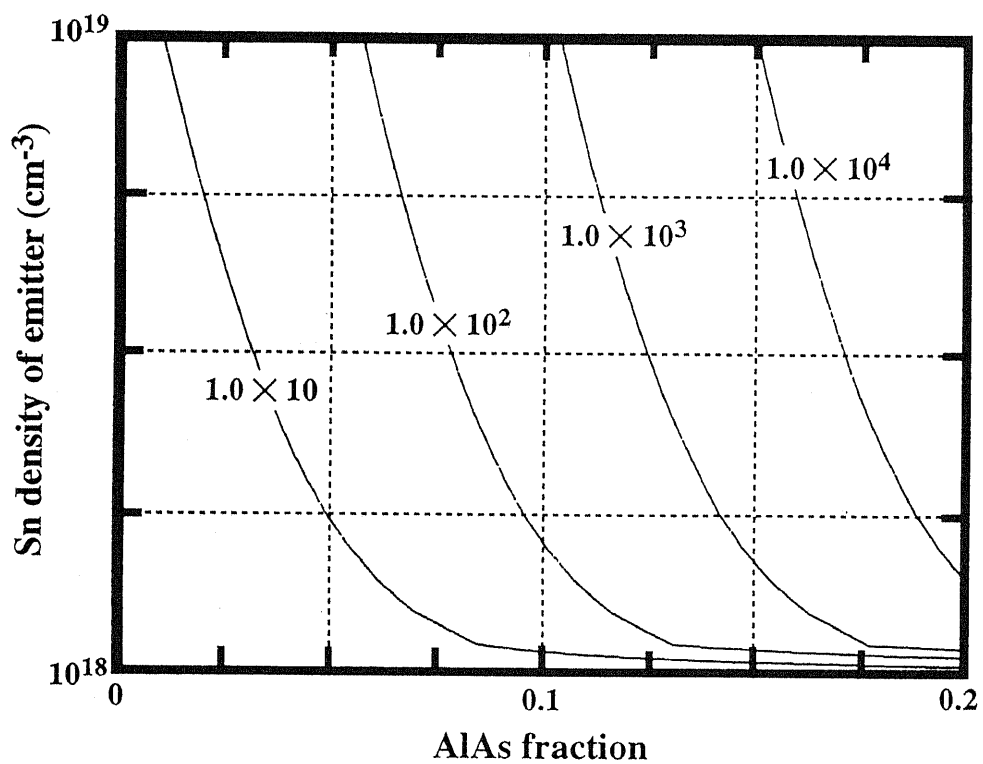
v_{nb} : ベース中のelectron速度、 v_{pe} : エミッタ中のhole速度

ここでは $v_{nb}/v_{pe} = 5$ とした。

エミッタ-ベース領域双方に Zn が $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ドープされ、エミッタ領域のみ Sn が $1.12 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ の濃度でドーピングされるものとする、 $x = 0.2$ において γ は 3.29×10^3 となり、注入効率として十分な大きさが得られると予想できる。



(a) Model for emitter injection efficiency calculation.



(b) Contour of emitter injection efficiency of (a) structure.

Fig.3-5 Emitter injection efficiency to a uniform base.

3-3 傾斜ベーストランジスタとしての効果

熱拡散においてHBTを作製する際には、本質的に傾斜ベーストランジスタになるという利点がある。HBTにおいて傾斜ベーストランジスタと表現した場合、

Fig. 3-6 (a) のようにベースのバンドギャップを少しづつ変化させ、ベースにおける電界加速効果を利用するものをさすことが多いが、ここでいう傾斜ベースは、

Fig. 3-6 (b) のように p 型不純物の濃淡によって発生するビルトイン電位差の寄与によるものである。Si ホモバイポーラトランジスタにおいても、熱拡散法でベースを形成すれば、本効果が自動的に得られている。本節では傾斜ベースがベース走行時間 τ_B に与える影響に関して考察する。 τ_B は (3-7) で定義される。

$$\tau_B \equiv \frac{Q_B}{J_n} \quad (3-7)$$

ここで、 Q_B : ベース蓄積電荷、 J_n : 電子電流の値である。

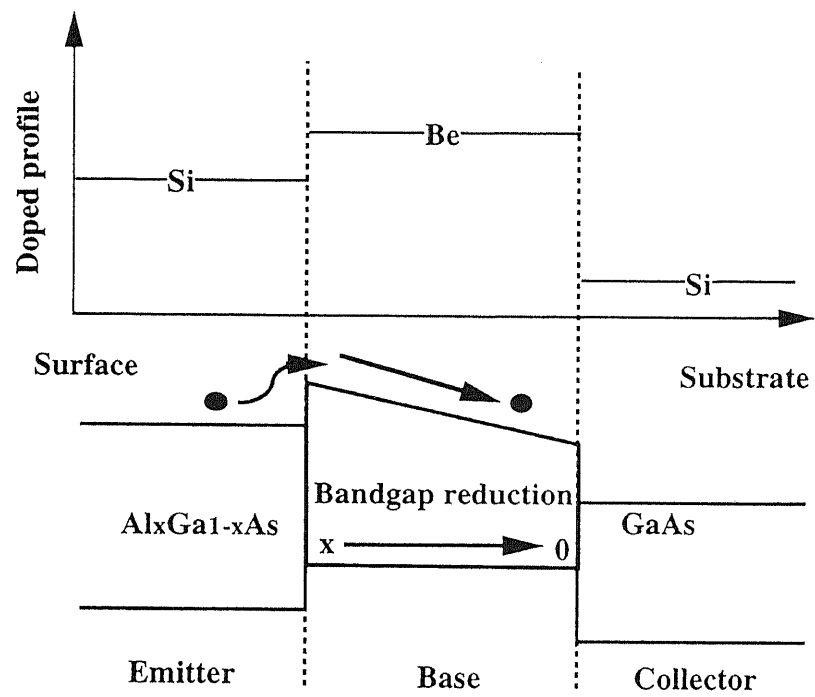
単純化のためにいくつか仮定をおく。少数キャリアの注入量は少なく、キャリア注入によってビルトイン電界の配置が変わらず、ベース中の再結合は無視できるものとする、少数キャリアの連続方程式は (3-8) のように表わされる。

$$J_n = eD_n \frac{dn}{dx} - e\mu_n n \frac{d\phi}{dx} \quad (3-8)$$

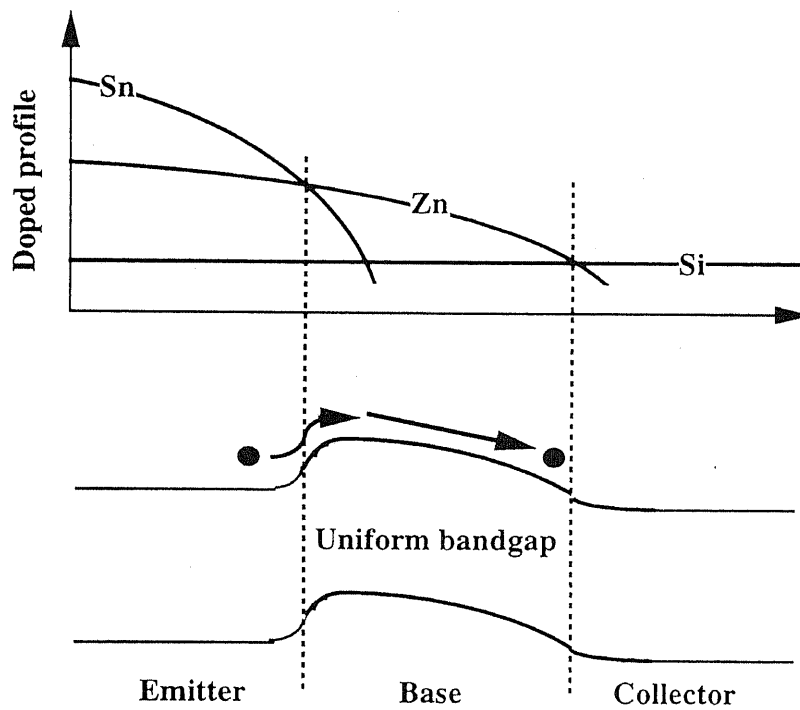
ここで、 μ_n : ベース中の電子移動度、 D_n : ベース中電子の拡散定数、
 ϕ : ビルトイン電位

異組成の $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 界面準位におけるスパイク状のバンド構造は考慮せず、前節の計算時に得られる伝導帯からのフェルミ準位の深さを、ビルトイン電位の大きさとする。解析用の境界条件として、コレクタ側ベース端電子密度、 $n(W) = 0$ を採用し、Fig. 3-7 (a) に示される代表的な GaAs ベースプロファイルに対して数値積分を行なうと、の構造においてそれぞれベース内電子分布は、Fig. 3-7 (b) のようになる。傾斜ベース型の構造では、ベース領域のほぼ全領域にわたって、均一ベース型の構造よりも蓄積電荷量が少ないが、拡散による接合反転部位で逆方向の加速電界が存在するため、エミッター-ベース接合付近において、急激にキャリア濃度が上昇してしまう。ベース全域の積分値による Q_B の比較では、均一ベーストランジスタ構造の値を100%として、傾斜ベーストランジスタを採用することにより、90%程度まで減少させることができる。

MBEを用いたHBTの作製の際、ベースドーパ量を指数関数的に変化させ、傾斜ベース効果を利用した例^[10]があるが、カットオフ周波数 f_T において35~40%、最大発振周波数 f_{max} において最大で45%の改善が得られたとしている。

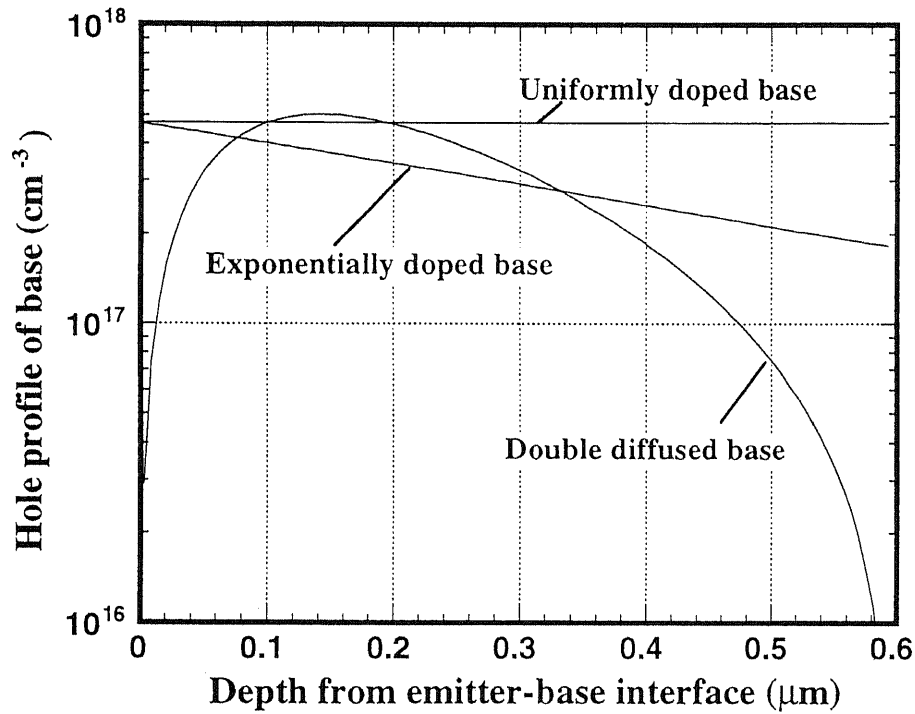


(a) Graded base from band gap reduction

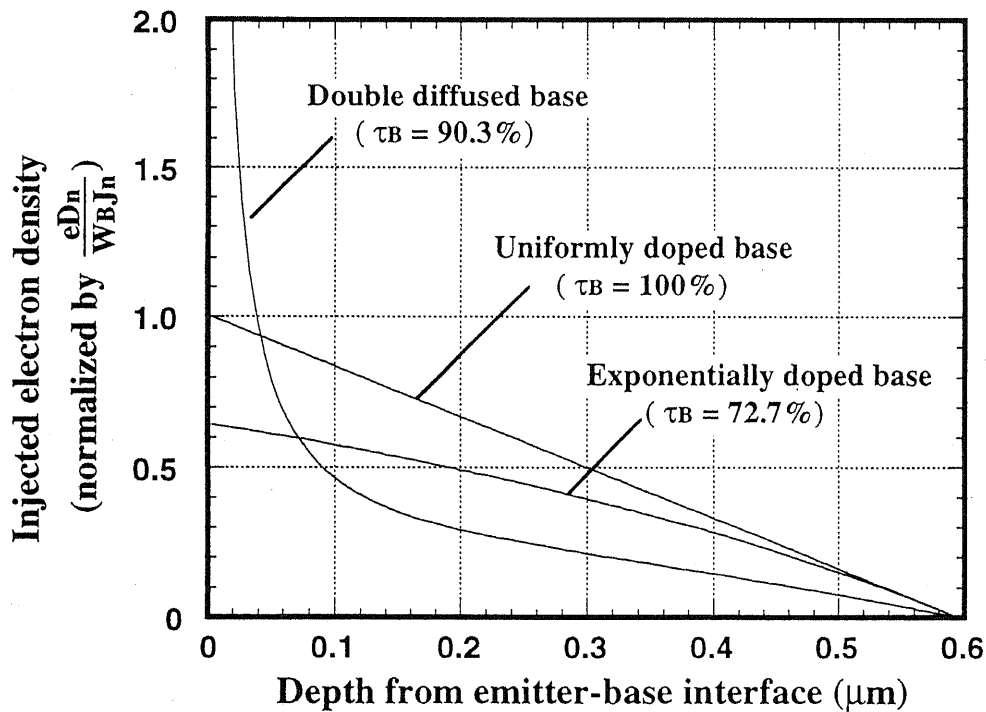


(b) Graded base from built-in field graded base doping.

Fig.3-6 Structures of graded base transistor.



(a) Supposed hole profiles in base region.



(b) Calculated profile of injected electron density for each structure in (a).

Fig.3-7 Comparison of injected electron density profile for several base doping profiles.

3-4 接合ずれの許容範囲

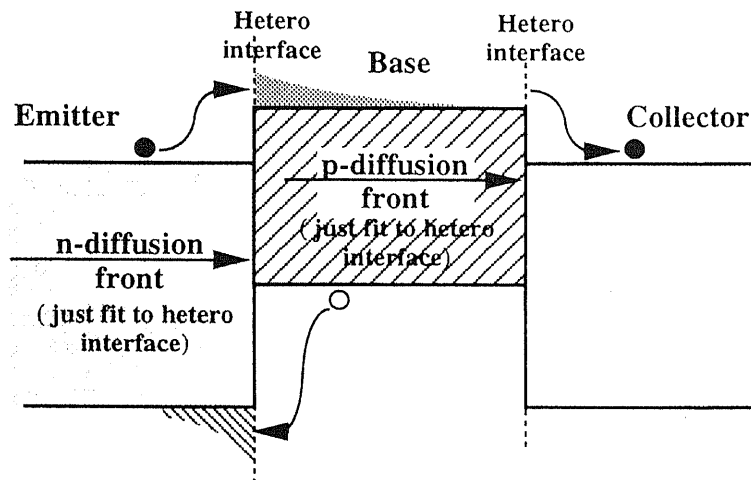
熱拡散で不純物ドーピングを行う場合、p-n接合が予定した位置からずれるという現象は十分考えられることである。エミッター-コレクタがホモ構造の通常のトランジスタならば、多少のずれが発生してもベースの厚さ制御さえしっかりしていれば比較的安定した特性が得られるが、ヘテロバイポーラトランジスタにおいてはさまざまな現象が発生する。熱拡散によるpn接合制御が理想的な場合、ヘテロ界面とpn接合面の関係はFig. 3-8 (a) のようになる。しかし、実際にはエミッター-ベース、ベース-コレクタ界面の双方に対して、pn接合の位置が深すぎるか、浅すぎるという可能性がある (Fig. 3-8 (b)-(e))。というよりむしろ、実プロセスにおいてはかならずなにがしかのずれは生じるので、あらかじめずれの許容範囲を見積もっておく必要があるのである。本節では、拡散フロントのずれがトランジスタ特性に与える影響に関して考察する。

まず、ベース-コレクタ接合においてpn接合位置が深い場合について考えてみる。すなわち Fig. 3-8 (d) の場合である。一様なバンドギャップの領域は理解しやすいため、どの場合もヘテロ界面の存在する領域の扱いが問題になるわけだが、この場合、ヘテロ界面はベース領域に存在するという事になる。前節の手法を用いて、ヘテロ界面の存在を伝導帯に対するビルトイン電界に置き換え、蓄積電荷量 Q_B (すなわち τ_B) に対する影響として算出することにする。

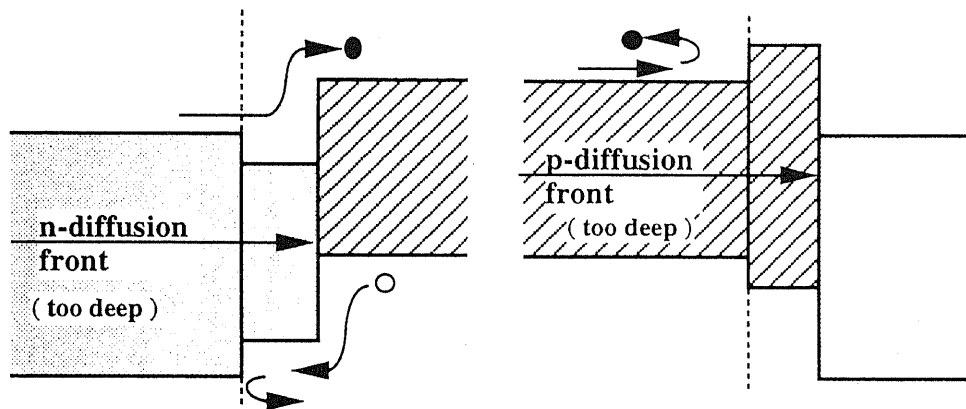
Fig. 3-9 (a) のように、エミッタAlAs組成 $x = 0.2$ 、ベースAlAs組成 $x = 0$ 、コレクタAlAs組成 $x = 0.15$ として、前節 Fig. 3-6 (a) のようなベースプロファイルの素子を作製しようとして、接合位置がずれてしまったという状況を考えよう。比較のために、ベースの幅は $0.6\mu\text{m}$ で統一する。界面のずれの値 ΔG と、ベース走行時間の関係を Fig. 3-9 (b) に示す。ベース走行時間の値は、幅 $0.6\mu\text{m}$ の均一ドーピングされたGaAsベースの走行時間の値で規格化した。

拡散ドーピングされたベースのプロットには、ずれの値が大きくなるにしたがって、ベース走行時間も単調に増加する傾向がみられる。ベース中を走行する電子が、コレクタ到達前にワイドギャップ地点にさしかかり、かなりの部分の電子が停留するためと考えられる。均一ドーピングの場合の走行時間は、ずれの値が $0.3\mu\text{m}$ を越えたあたりから徐々に減少の方向へ向かうが、ずれの値がベース幅の半分を越えたため、均一 $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ ベースの走行時間にちかづきつつあるのだと考えられる。拡散ドーピングされたベースでは、非対称性がおおきいために $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ の特徴が発現するのが遅れるため、当該範囲においては τ_B の減少はみられない。ベース走行時間の増加を一割まで認めるとすると、ずれの許容範囲は $0.03\mu\text{m}$ 程度ということになる。これは、きわめて厳しい数値であると考えられる。

この逆に、ベース-コレクタ接合においてpn接合位置が浅い、すなわち Fig. 3-8 (e) の場合はどうであろうか。n型領域であるため、伝導帯に関する不連続の影響は少ないと考える。すると、電子ではなく、ホール移動に影響がでるわけだが、本解析では、ベース-コレクタ接合におけるホールの動向は重視していない。よって、pn接合位置が浅くなる方向へのずれは、不問ということになる。光学的には、ベー

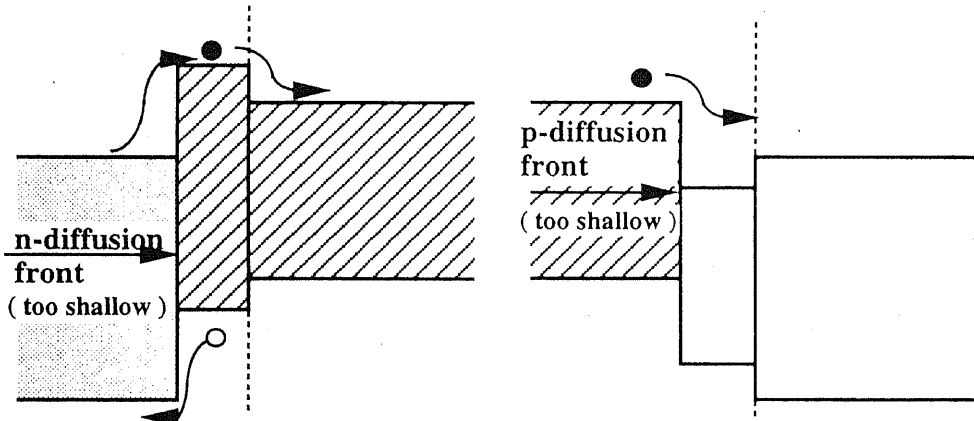


(a) Ideal matching of hetero junction and pn interface



(b) Emitter-base junction mismatched and deeper than hetero interface

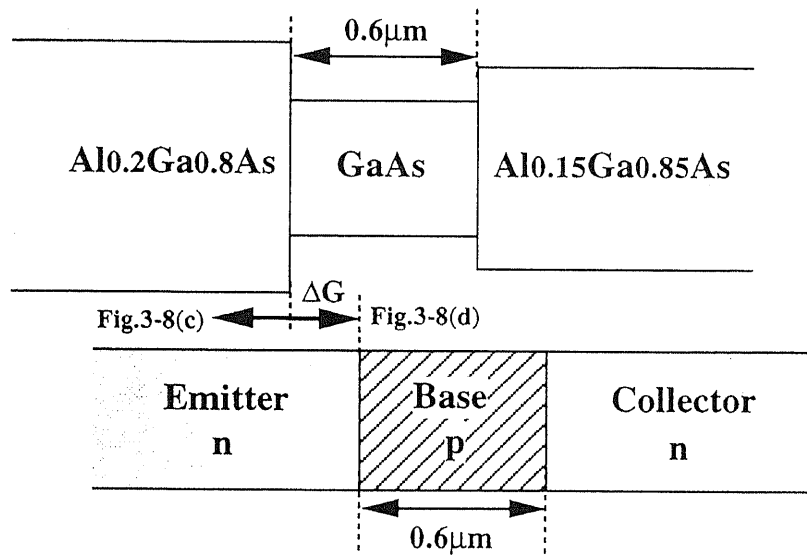
(d) Base-collector junction mismatched and deeper than hetero interface



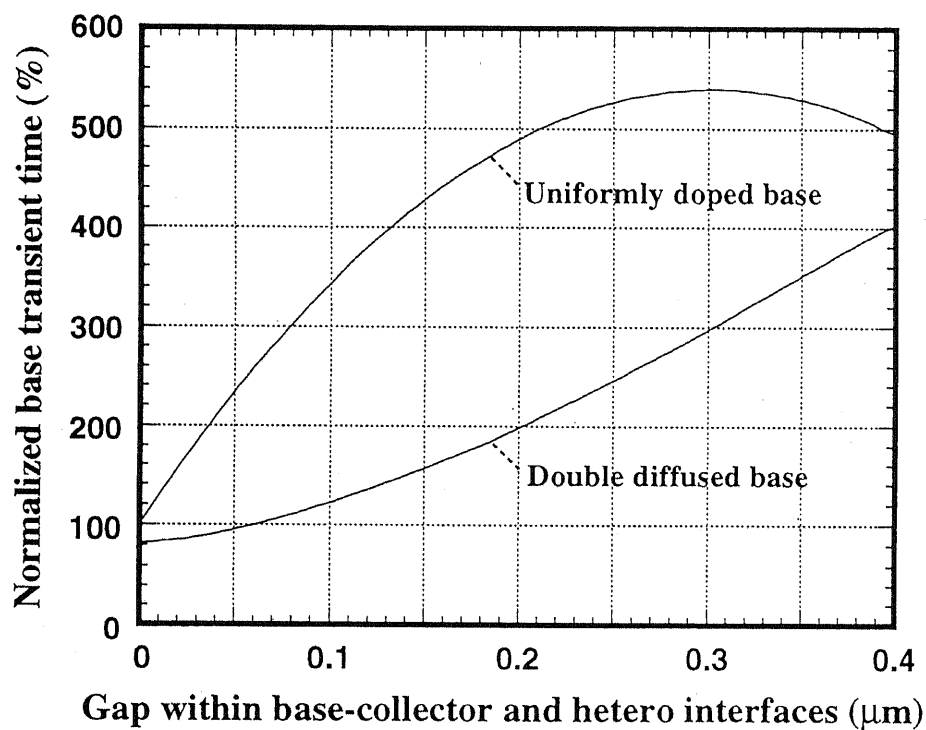
(c) Emitter-base junction mismatched and shallower than hetero interface

(e) Base-collector junction mismatched and deeper than hetero interface

Fig.3-8 Hetero and p-n junctions positional relationships for emitter-base and base-collector interfaces.



(a) Relative position of npn and hetero structures.



(b) Calculated base transient time for the interfaces' gap of Fig.3-8(d) type.

Fig.3-9 Relationship within base transient time and the gap of npn and hetero interfaces.

ス幅減少により屈折率変化領域が減少してスイッチの制御に影響するのだが、逆に考えれば、あらかじめコアの一部の屈折率が減少するため、積極的に設計に応用する考えもある。ヘテロ接合より深く入ってしまう場合のデメリットを考えると、ベース領域の拡散はやや浅めを考え、余裕をとるべきであろう。

次はエミッター-ベース接合の場合である。エミッター-ベース接合の位置が、予定より浅い場合、すなわち、Fig. 3-8 (c)の場合を考える。ヘテロ接合がベースの内側に入るため、ベース走行時間に影響が出る。Fig. 3-8 (d)の場合と同じ手法で τ_b を計算できるが、ずれの値との関係はFig. 3-10 (a)のようになる。ずれが $0.2\mu\text{m}$ までならば、ずれが大きくなるにしたがってベース走行時間は減少してゆく。これはベース中の伝導帯不連続点において、電子が加速されるためである。ずれがさらに大きくなってゆくと、ベースが $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ になる場合の走行時間値に近づいてゆく。それほど大きなずれでなければ、ベース走行時間は数十%のオーダーで短縮される。

しかしながら、ベース走行時間はともかくとして、 $0.1\mu\text{m}$ オーダーのずれが発生した場合、エミッタ注入効率に与える悪影響はきわめて大きいであろう。ワイドギャップエミッタの支援が得られない場合、エミッタ注入効率は 10^{-4} 程度の大きさに低下してしまう(Fig. 3-5 (b))。Fig. 3-11 にずれが発生した場合のベース中の注入電子分布を示す。電子は伝導帯不連続点においてワイドギャップエミッタのような高注入効果を示しているが、拡散項による緩和のためエミッター-ベース界面に近づくと電子濃度が上昇してしまう。ここでは拡散項の影響をさけるために、動作時の界面ずれの位置を空乏層内部におさめることを考える。本章2節で用いた均一ベース、均一エミッタの例では、空乏層がほとんどベース内部に伸びないため、余裕は少ないが、Fig. 3-7 (a)に示す拡散ドーピングの構造ならば、接合付近にアクセプタとドナーが同居するため、 $0.05\mu\text{m}$ ほどベース内部に空乏層が伸びる余地がある。エミッター-ベースバイアスを 1.0V まで考慮すると、ベース方向の空乏層長が $0.03\mu\text{m}$ 程度となり、これをずれの限界値と考えよう。ちなみに、同じ状況で、エミッタ内部方向には $0.045\mu\text{m}$ 以上空乏層が伸びることになる。

最後にFig. 3-8 (b)の場合を考える。エミッタ領域の拡散が強すぎて、エミッター-ベース接合がGaAs領域の中に進入してしまった場合である。この場合、伝導帯下面はほぼ平らになるので、エミッタ領域に少数キャリアとして進入するホールの動向が問題となる。この進入ホールはエミッタ注入効率を低下させる方向へ働くが、過剰に注入されるホールは大部分エミッタのGaAs部分に存在する充満帯のへこみに滞留することになる。この滞留成分によるホール電流増分は滞留数/ホール寿命で算出できるが、具体的な数値を計算するまでもなく、不連続点が空乏層内部におさまれば過剰ホールは溜まらない。その範囲はさきほども述べたが $0.045\mu\text{m}$ 以内である。

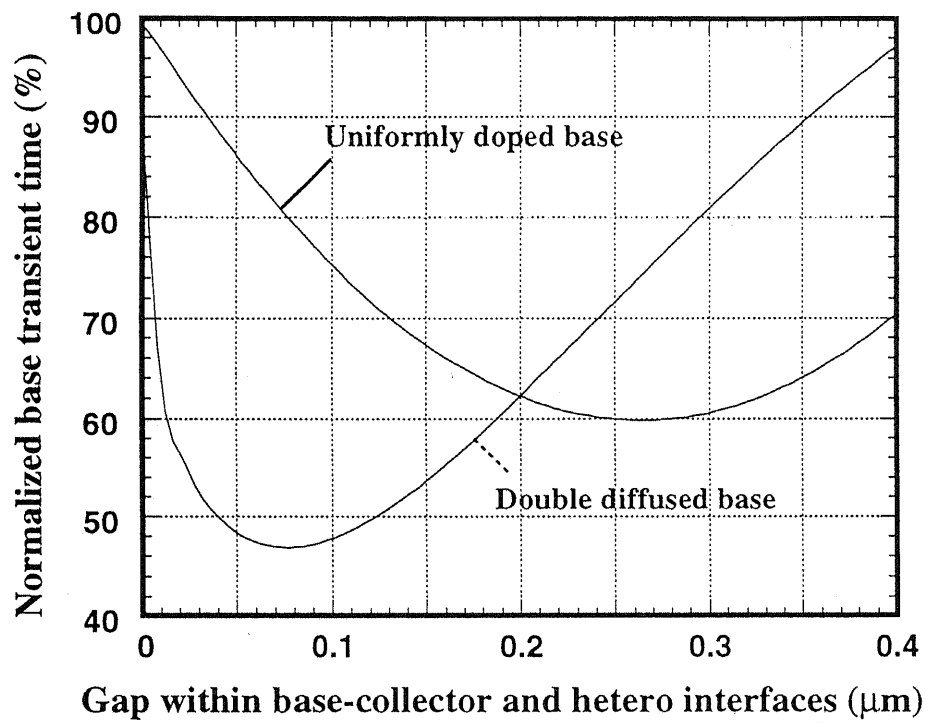


Fig.3-10 Calculated base transient time for the interfaces'gap of Fig.3-8(c) type.

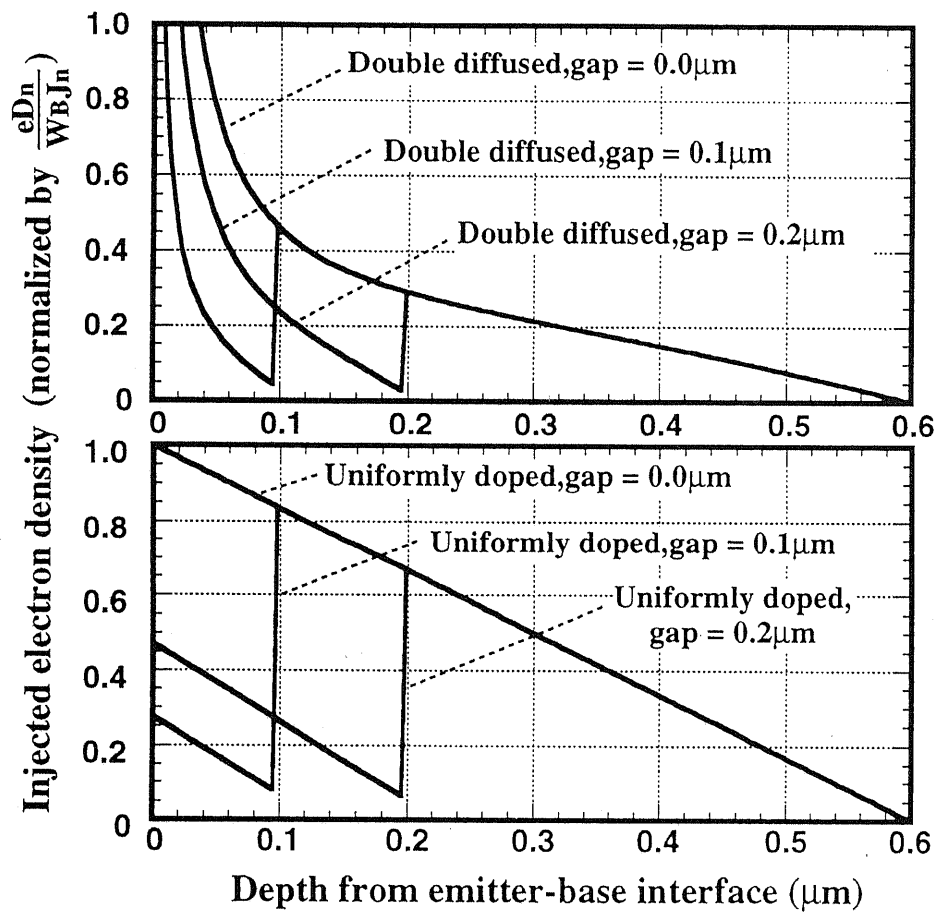


Fig.3-11 Comparison of injected electron density profile for several base doping profiles in Fig.3-10.

3-5 カットオフ周波数について

具体的な素子のサイズが2章で与えられているので、動作速度の概算を行なうことができる。

対象となるトランジスタの構造は以下のように定める。エピタキシャル構造および面内の構造は Fig. 2-12 に準ずるものとする。コレクタ面積は $1.2 \times 10^{-5} \text{ cm}^2$ とする。n型不純物は Sn とし、p型不純物は Zn で、おのこのプロファイル N_D, N_A は、

$$N_A = 1.16 \times 10^{18} \times \exp\left(-\frac{x^2}{0.261 \times 10^{-8}}\right) \quad (3-9)$$

$$N_D = 1.0 \times 10^{17} + 2.92 \times 10^{18} \times \exp\left(-\frac{x^2}{0.0338 \times 10^{-8}}\right) \quad (3-10)$$

ただし N_D, N_A の単位 : cm^{-3} 、 x の単位 : cm

とする。このドーブプロファイルのベース部分は Fig. 3-7 (a) の、拡散プロファイルのものと同一である。ただし N_D, N_A の単位 : cm^{-3} 、 x の単位 : cm

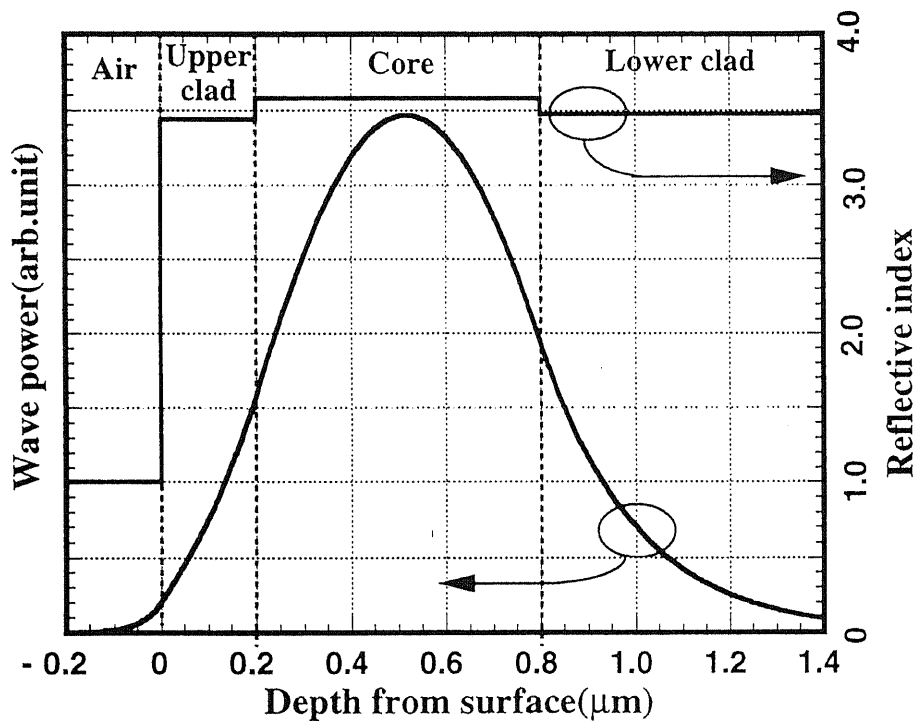
数値解析の結果、エミッタ空乏層充電時間 $\tau_E = 1.0 \text{ ps}$ 、ベース走行時間 $\tau_B = 17 \text{ ps}$ 、コレクタ走行時間 $\tau_C = 0.55 \text{ ps}$ 、コレクタ充電時間 $\tau_C = 0.48 \text{ ps}$ となった。カットオフ周波数 f_T は 8.36 GHz となる。ただし、エミッタ直列抵抗 5Ω 、コレクタ直列抵抗 10Ω 、電子のコレクタ空乏層中飽和速度 $5.0 \times 10^7 \text{ cm/s}$ [20] とした。

3-6 ベース内キャリア分布の改善

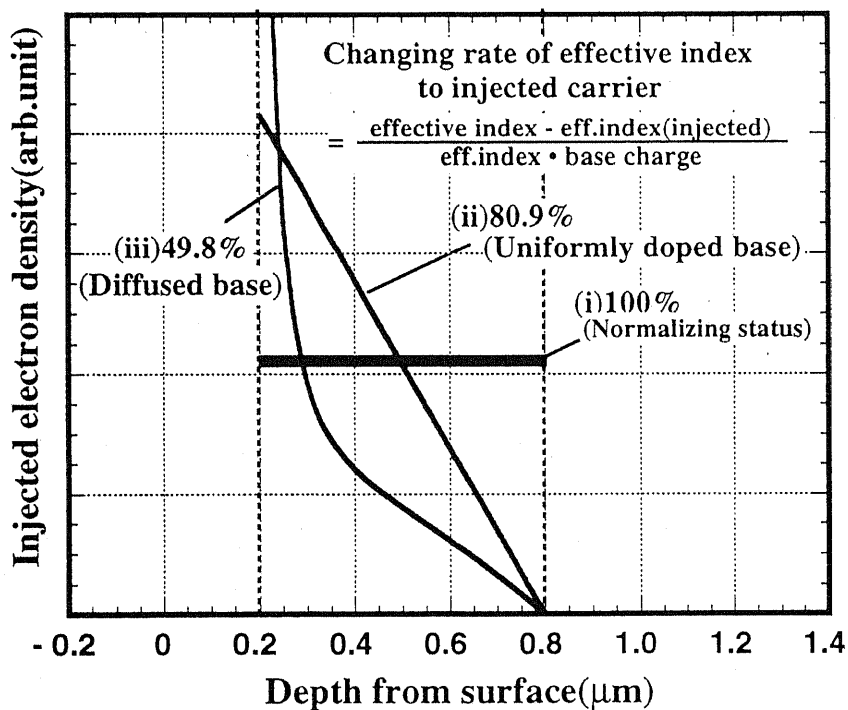
前節までは HBT の立場からトランジスタの動作を考えてきたが、本節では光スイッチとしての視点からベース中キャリア分布に関して検討を行なう。ベース走行時間は Q_B / J で定義されるが、トランジスタ動作時を考えた場合、ベース内の電子分布によって導波路の屈折率変化量は異なる。前節までに扱ってきたスラブ導波路の屈折率分布と、電流非注入時の光強度を Fig. 3-12 (a) に示す。光強度はコア中央部で大きく、コア-クラッド界面において小さくなる。前節で用いた均一ベースにおける注入電子分布、拡散ベースにおける注入電子分布、および前章で用いた注入電荷ベース中一様の仮定における注入電子分布は Fig. 3-12 (b) のようになる。ここで比較のために、次のような屈折率変化効率 ξ を定義する。

$$\xi = \frac{n_{\text{eff}}(\text{uninjected}) - n_{\text{eff}}(\text{injected})}{n_{\text{eff}}(\text{uninjected}) \cdot Q_B} \quad (3-11)$$

ここで、 $n_{\text{eff}}(\text{injected})$: 電流注入時の等価屈折率、
 $n_{\text{eff}}(\text{uninjected})$: 電流非注入時の等価屈折率、
 Q_B : 蓄積電荷量



(a) Power distribution in cross section of the slab waveguide with uniform core.



(b) Distribution of injected electron and normalized changing rate of effective index per unit of injected charge about uniformly doped base and diffused base.

Fig.3-12 Normalized changing rate of effective index per unit of injected charge.

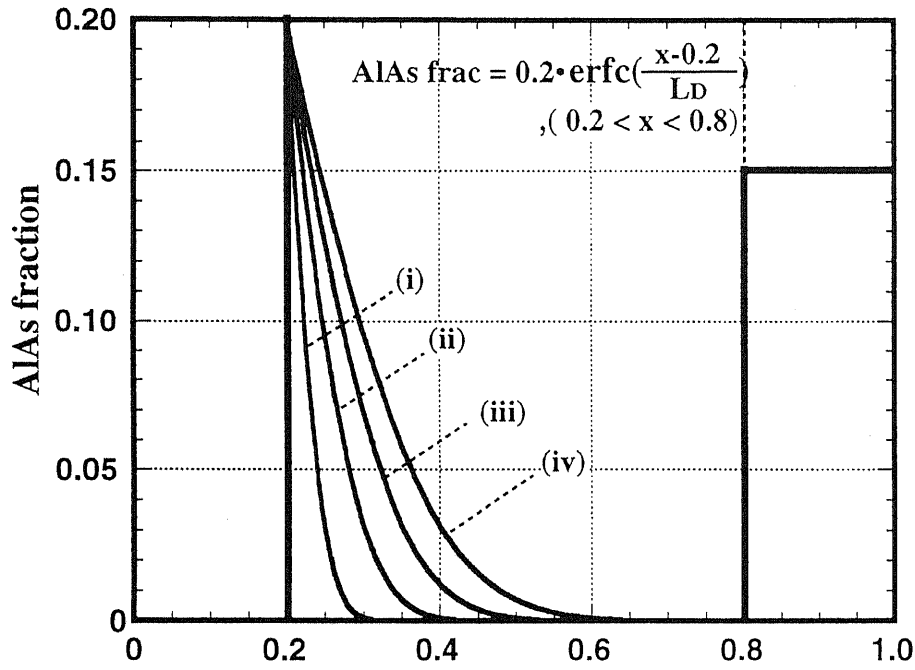
注入電子がベース中で一様密度になるという仮定における屈折率変化効率を100%となるように規格化すると Fig. 3-12 (b)に併記した値が得られる。均一ベースおよび、拡散ベースのいずれにおいても、屈折率変化効率は予定したより小さいことがわかる。どちらの分布もコア端部において電子濃度が増大するようになっており、注入されたキャリアが光振幅の大きい領域に有効に作用していないことがその原因である。特に拡散ベースでは、エミッターベース界面付近に滞留する成分が大きいいため、屈折率変化効率は仮定の半分以下という数値になっている。

このエミッターベース界面付近の非効率な滞留成分を減少させることで、蓄積電子量を大幅に減少せしめることが可能である。その結果として屈折率変化効率は向上するであろう。具体的な手法として Fig. 3-6 (a)のようにベースのバンドギャップ量制御による加速電界領域をエミッターベース界面付近に部分的に導入して、電子の滞留成分をキャンセルするという手法が考えられる。特に滞留成分の比率が顕著に大きくなる拡散ベースに関して、Fig. 3-13 (a)のような傾斜組成ベースを適用すると、電子分布と屈折率変化効率は Fig. 3-13 (b)のようになる。Fig. 3-13 (b)のベース組成の傾斜構造は表面濃度一定の境界条件での拡散プロファイルを模したものであり、その拡散長が 0.05、0.1、0.15、0.2 μm となる各場合に関して計算を行なっている。この場合、拡散長が大きくなるにつれ、傾斜ベースの効果が高くなり、ベース走行時間は一様組成ベース構造の 38.4、29.1、23.7、20.4%と単調に短くなる。しかし、屈折率変化効率は光強度との重畳の状態が最もよい関係になる拡散長 0.15 μm となる場合に最も高い値になり、拡散長 0.2 μm となる場合には低下している。屈折率変化効率を維持しつつベース走行時間を短縮するためには、最初のエピタキシャル基板設計時に部分的な傾斜ベース構造を導入する必要がある。

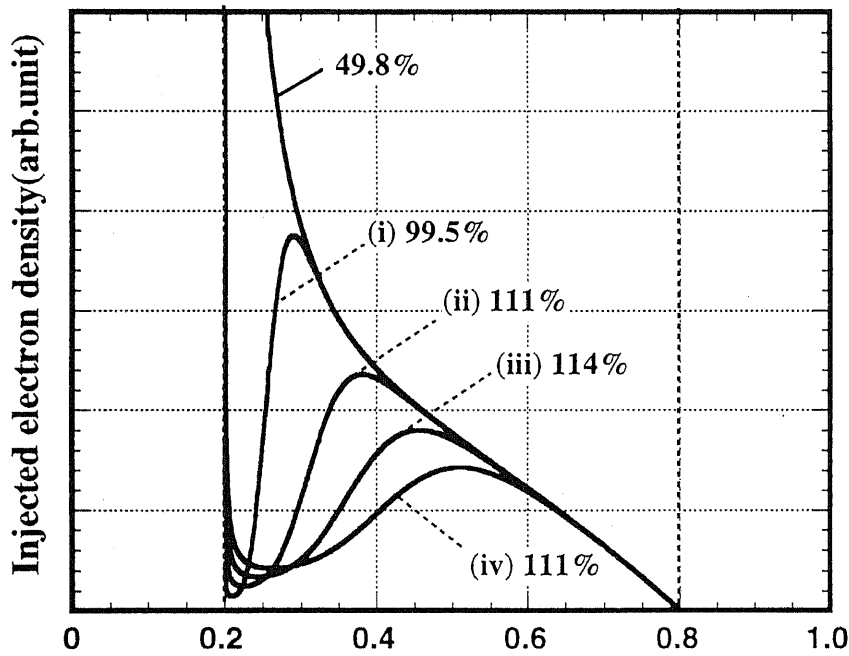
3-7 まとめ

本章では、バイポーラトランジスタ型の光スイッチング素子に関して理論的検討をおこなった。また、熱拡散法で素子を作製する際の問題点に関して検討した。素子に関して具体的な形を与え、カットオフ周波数を検討したが、GHzオーダーの動作が可能であることが示された。

例に挙げた構造では、 $f_T=8.36\text{GHz}$ という値であったが、カットオフ周波数に関して最も大きく寄与するベース走行時間は、本章 4、6 節においてさらに低減できることが示されている。本章すべてを通じて、ヘテロ界面の急峻な組成変化によるスパイク状のバンド構造変化を無視してきたが、その理由は熱拡散法でドーピングの際、界面が不純物拡散にともなう Al の相互拡散によって、ドーピング部分のヘテロ界面はなだらかになると見込んでいることにある。6 節における解析は、エミッターベース界面における Al の相互拡散の利用可能範囲も示している。すなわち 0.15 μm 程度(ベース幅の 1/4 程度)までの相互拡散ならば、部分的組成傾斜として有効に利用できるということになる。実際のプロセスは 5 章で検討しているが、Al 拡散距離 0.15 μm 以下という条件は十分緩い制約と言えるだろう。



(a) Partly graded base structures with each diffusion length, (i) $0.05\mu\text{m}$, (ii) $0.1\mu\text{m}$, (iii) $0.15\mu\text{m}$, (iv) $0.2\mu\text{m}$.



(b) Normalized changing rate of effective index per unit of injected charge opposite to structure in (a).

Fig.3-14 Distribution of injected electron and normalized changing rate of effective index per unit of injected charge about partly graded and impurity diffused base.

References

- [1] C.H. Henry, R.A. Logan, and K.A. Bertess, "Spectral dependence of the change in refractive index due to carrier injection in GaAs lasers", J. Appl. Phys., vol. 52, p. 4457, 1981.
- [2] M. Ito and T. Kimura, "Carrier density dependence of refractive index in AlGaAs semiconductor lasers", IEEE J. Quantum Electron., vol. 16, p. 910, 1980.
- [3] S.E.H. Turley, "Anomalous effect of carriers on dielectric constant of (In,Ga)(As,P) lasers at 1.3 μ m wavelength", Electron. Lett., vol. 18, p. 590, 1982.
- [4] J. Manning, R. Olshansky, and C.B. Su, "The carrier-induced index change in AlGaAs and 1.3 μ m InGaAsP diode lasers", IEEE J. Quantum Electron., vol. 19, p. 1525, 1983.
- [5] C.H. Henry, R.A. Logan, and F.R. Merritt, "Measurement of gain and absorption spectra in AlGaAs buried heterostructure lasers", J. Appl. Phys., vol. 51, p. 3042, 1980.
- [6] O. Mikami and H. Nakagome, "Waveguided optical switch in InGaAsP/InP using free carrier plasma absorption", Electron. Lett., vol. 20, p. 228, 1984.
- [7] O. Mikami and H. Nakagome, "InGaAsP/InP optical waveguide switch operated by a carrier-induced change in the refractive index", Opt. Quantum Electron., vol. 17, p. 449, 1985.
- [8] K. Ishida, H. Nakamura, H. Matsumura, T. Kadoi, and H. Inoue, "InGaAsP/InP optical switches using carrier induced refractive index change", Appl. Phys. Lett., vol. 50, p. 141, 1987.
- [9] J.P. Lorenzo and R.A. Soref, "1.3 μ m electro-optic silicon switch", Appl. Phys. Lett., vol. 51, p. 6, 1987.
- [10] H. Inoue, H. Nakamura, Y. Sasaki, T. Katsuyama, N. Chinone, and K. Morosawa, "Eight-millimeter long nonblocking 4 \times 4 optical switch array", Technical Digest of the 8th. CLEO, TUK1, Anaheim, 1988.
- [11] S. Sakano, H. Inoue, H. Nakamura, T. Katsuyama, and H. Matsumura, "InGaAsP/InP monolithic integrated circuit with lasers and an optical switch", Electron. Lett., vol. 22, p. 594, 1986.
- [12] H. Kroemer, "Theory of a wide-gap emitter for transistors", Proc. IRE, vol. 45, p. 1533, 1957.
- [13] H. Kroemer, "Heterostructure bipolar transistors and integrated circuits", Proc. IEEE, vol. 70, p. 13, 1982.
- [14] K. Nagata, O. Nakajima, T. Nittono, Y. Yamauchi and T. Ishibashi, "A New Self-Alignment Technology Using Bridged Base Electrode for Small-Scaled AlGaAs/GaAs HBT's", IEEE Trans. Electron Devices, vol. 39, p. 1786, 1992.
- [15] H.L. Chuang, M.S. Carpenter, M.R. Melloch, M.S. Lundstrom, E. Yablonovitch and T.J. Gmitter, "Surface passivation effects of Al₂S₃ glass on self-aligned AlGaAs/GaAs heterojunction bipolar transistors", vol. 57, p. 2113, 1990.
- [16] K. Kaneko, M. Ayabe and N. Watanabe, "Electrical properties of n-Al_xGa_{1-x}As", Inst. Phys.

Conf. Ser., 33a, p.216, London, 1977.

[17] T. Ishibashi, S. Tarucha and H. Okamoto, "Si and Sn Doping in $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ grown by MBE", Jpn. J. Appl. Phys., vol. 21, pp. L476, 1982.

[18] K. Masu, M. Konagai and K. Takahashi, "Acceptor energy level for Zn in $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$ ", J. Appl. Phys., vol. 51, p. 1060, 1979.

[19] D. C. Streit, M. E. Hafizi, D. K. Umemoto, J. R. Velebir, L. T. Tran, A. K. Oki, M. E. Kim, S. K. Wang, C. W. Kim, L. P. Sadwick and R. J. Hwu, "Effect of Exponentially graded base doping on the performance of GaAs/AlGaAs heterojunction bipolar transistors", IEEE Electron Device Letters, vol. 12, p. 194, 1991.

[20] Y. Yamauchi and T. Ishibashi, "Electron velocity overshoot in the collector depletion layer of AlGaAs/GaAs HBT's", IEEE Electron Device Letters, vol. 7, p. 655, 1986.

第4章 GaAs系材料における開管式熱拡散技術

4-1 拡散理論

拡散は古くから検討されてきた現象であり、濃度 $C(x, t)$ に関する拡散方程式 (4-1) は既に多くの数学的検討を経てきている。なかでも境界条件が単純な場合は、解析的な解が導かれている。典型的な例として以下のような条件がある。初期濃度 $C(x, 0)$ が $0 < x < +\infty$ において零で、 $x = 0$ である表面から拡散が行なわれるとする。さらに、拡散係数 $D = \text{定数}$ で、不純物の総量が一定、あるいは表面濃度が一定な一次元拡散の場合、解はそれぞれ (4-2)、(4-3) のようにあらわされる [1][2]。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (4-1)$$

$$C(x, t) = \frac{Q_0}{\sqrt{\pi Dt}} \exp\left(-\frac{x^2}{4Dt}\right) \quad (4-2)$$

$$C(x, t) = C_0 \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (4-3)$$

$$\text{ただし、} \operatorname{erfc}(z) = 1 - \operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_z^\infty \exp(-u^2) du$$

これらをプロットすると、Fig. 4-1 (a) のようなプロファイルになる。一般に気体、液体中において、化学反応などの作用がないならば、ほぼこの通りのプロファイルが得られる。しかしながら、固体に対する拡散を精密に分析してみると、(実際にSiデバイスその他の用途で広く実用に供されているにもかかわらず) 理論通りの拡散プロファイルが得られるケースはほとんど無い。これは固体における拡散では、電界による加速、マスクの存在による応力、塑性変形による応力などのさまざまな影響が、幾何学的に複雑な形で及んでくるためであり、同じ基板、同じ不純物元素を用いた拡散においても、拡散方式によってプロファイルは変化する^[3]。そのように理論化しづらい拡散現象を実用に用いるためには、安定な環境における拡散データの収集と、ノウハウの蓄積に基づいた再現性の確保である。したがって、実際に行なう拡散は、狭い範囲における各論になりがちな面がある。そのとき共通の目安として用いられるのはやはり Fig. 4-1 であり、その他の理論式である。本論文では複雑な式変形には立ち入らないが、比較的汎用に使われているモデルに関して少し説明を加える。励起キャリア、拡散に伴う溶質歪みによる加速効果などで、拡散係数 D が不純物濃度の x 乗に比例するという近似は広く行なわれている。例えば、 x が 1, 2, 3 の整数値をとる場合には、それぞれ数値計算により解が求められてい

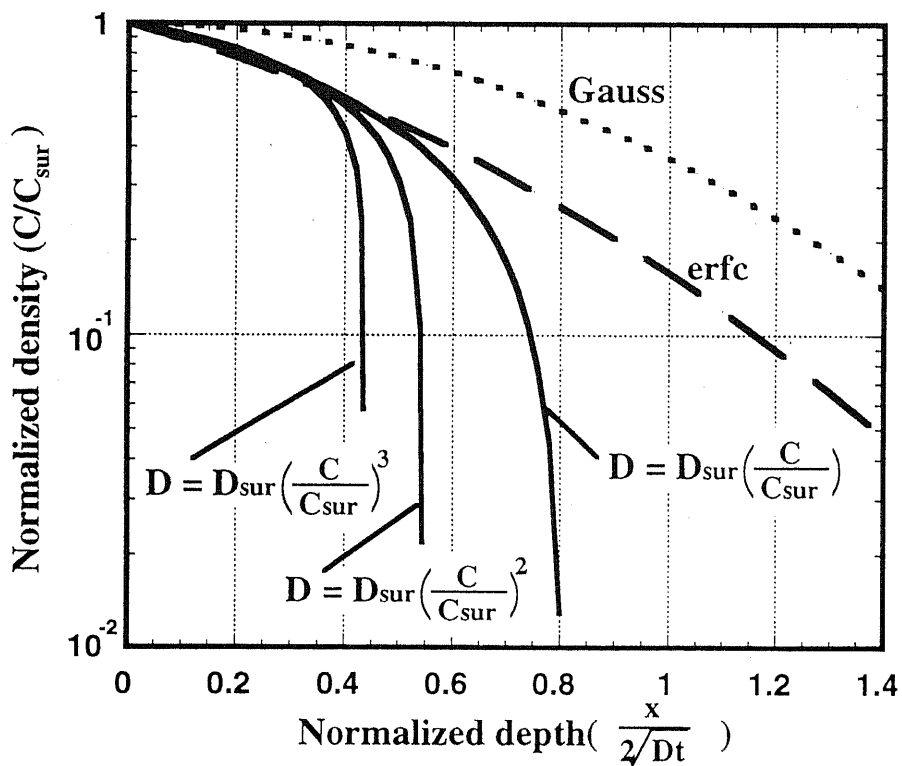
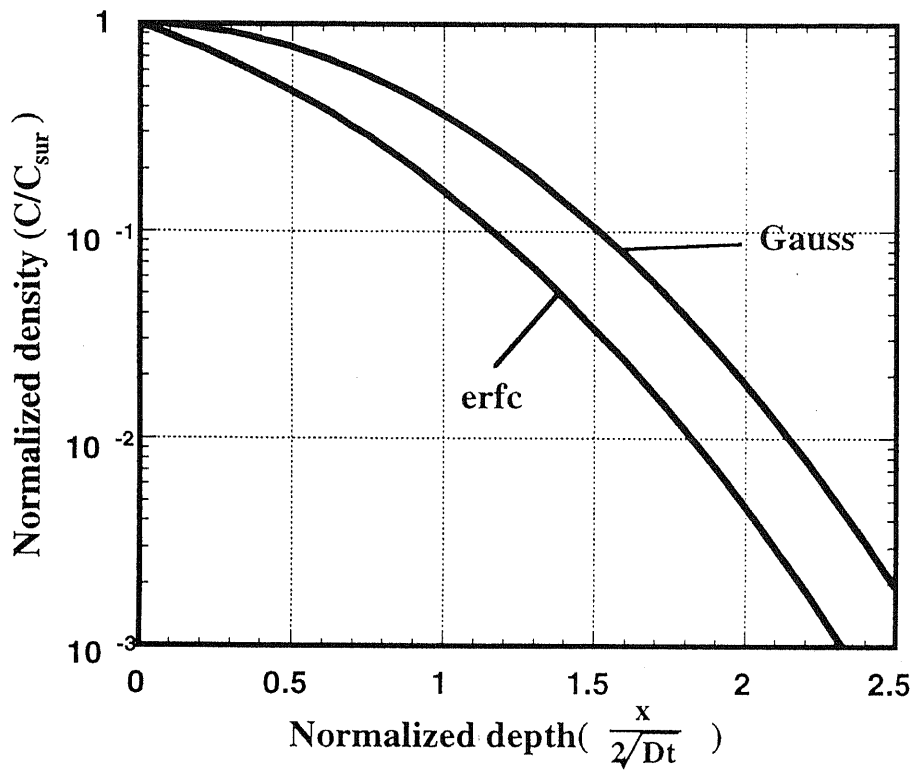
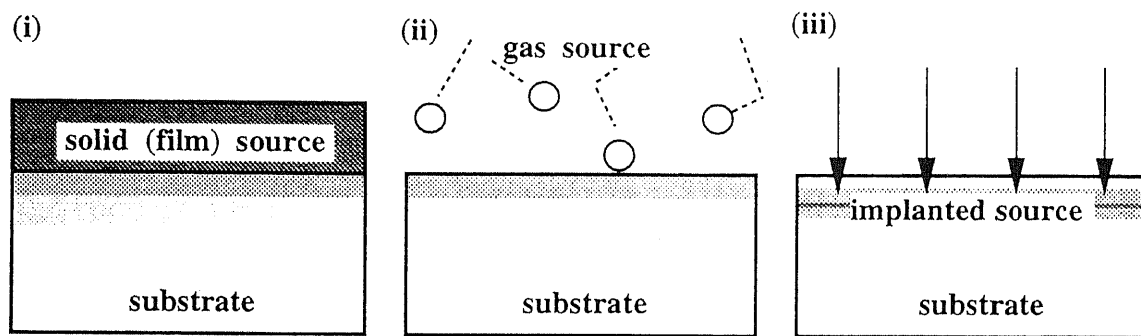
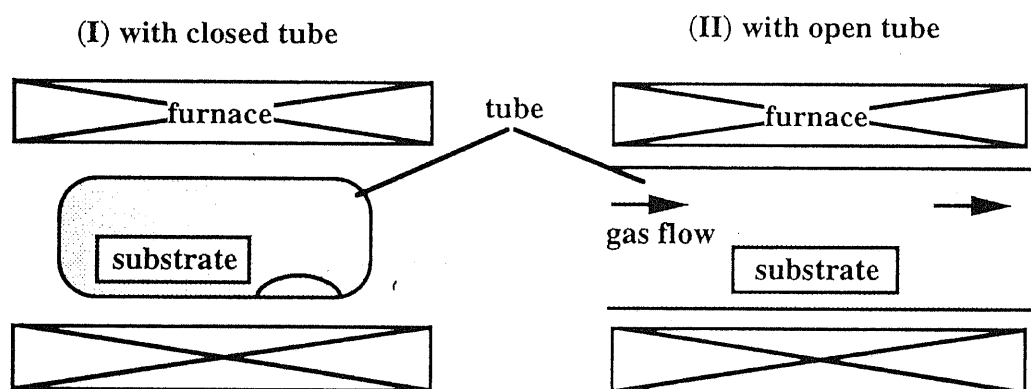


Fig.4-1 The impurity profile calculated from typical models



(a) The forms of impurity source for diffusion



(b) The major methods of heating

Fig.4-2 The technique of thermal diffusion

荒れ、ピットが多い、ドーパ量の変化が急峻である等の悪条件に敏感という弱点を持っている。このため同一サンプルに対して別種の測定を行ない、相互に補完することが望ましい。

(b)SIMS測定は、微量元素の測定法としてきわめて有力な方法である。キャリアの存在ではなく、不純物元素の絶対濃度を測定できる。深さ方向の信頼性に特に優れているので、C-V測定で得られた接合位置の検証に用いることができる。また、活性化率の評価には、SIMSの測定が不可欠といってよい。欠点は、表面酸化物によって二次イオンの yield が激しく低下するため、表面近傍の測定値は信頼できないこと、一回の測定が高価であること等が挙げられる。

(c)ステンエッチングは接合位置の観察法として、古くから用いられてきた方法である。試料の断面もしくは、斜め研磨、あるいはスフェリカルドリルによる研磨をした面に、キャリア濃度によってエッチングレート異なるエッチャントを作用させ、生じた段差を光学顕微鏡もしくは電子顕微鏡によって観察する。この場合濃度プロファイルは測定できないので、他の方法と併用することが望ましい。

さて、2章において、目的とする素子の具体的なサイズを得た。どのような能力が熱拡散に求められているかまとめると、次のようになる。

まず、高速動作と大屈折率変化を起こす必要から、HBTは npn型でなければならない。次に、ベース領域は薄くなければならない ($0.2 \sim 0.3 \mu\text{m}$)。なおかつベース抵抗低減のために高濃度のドーパ ($10^{18} \sim 10^{19} \text{cm}^{-3}$) が必要である。そしてこれらの pn接合の位置はエミッタ側のヘテロ接合と位置的な整合がとれていなくてはならない。

Znは p型の不純物だが、固溶限 ($\sim 5.0 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$)、拡散定数がともに大きく、活性化率も高い。熱拡散においては扱い易い元素であると言える。このZnを用いることで、高濃度拡散は比較的容易にできるが、実は二度目の拡散時に問題が生じる。n型の不純物においてZn並に固溶限、拡散定数ともに大きいという元素がないため、Znの拡散濃度が大きすぎると p領域の反転ができなくなる。したがって、p型不純物拡散時には、ベース部分のアクセプタ濃度は高いまま、表面濃度を減少させるようにつとめねばならない (通常の Si バイポーラトランジスタ作製の時にも注意するが、それにも増して気をつけなければならない)。さらに、後からより高温で拡散を行なうことになるため、n型不純物拡散時に、p型不純物の濃度プロファイルがずれてしまうことが考えられる。Siは n型の不純物としてよく利用されているが、両性の不純物であり、n型のドーパントとしては、 $\sim 2 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ で頭打ちになってしまう。本論文では n型の不純物として主に Sn を用いている。

また、拡散に伴う表面荒れの問題がある。光導波路を作製するという目的からは、表面荒れはないに越したことはないが。しかし、今回の拡散では、GaAs, AlGaAsのエピタキシャル成長温度を越える温度での拡散がおこなわれるため、特にAs抜けからくる表面荒れは深刻な問題となる。通常、基板表面にプロテクト層を堆積して As 脱離を防ぐ、表面直上の As 圧を上昇させるなどの方法で、これに対抗する。本章に示す一連の拡散実験では、試料を Si 基板の上に乗せ、さらにその上に Si基板を

かぶせることで、表面 As 圧濃度の低下を防いでいる。

4-4 実際の拡散

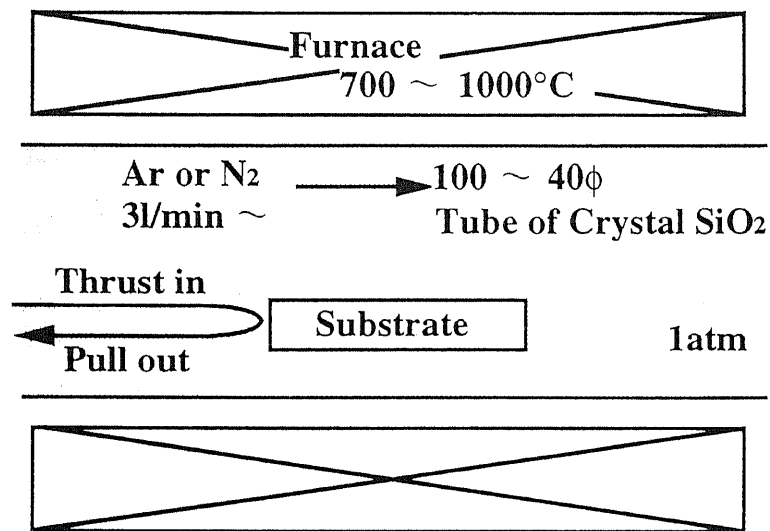
4-4-1 概略

本章 2 節でも述べたように、固体不純物源-開管中での拡散を主に扱うことになる(一部イオンインプランテーションが入るが)。基本的な要件を Fig. 4-3 に示す。GaAs 基板(あるいは GaAs/AlGaAs ヘテロ基板)の表面に不純物源を含む構造を作製する。その表裏に基板保護用のキャップ層を堆積し($\text{SiO}_2 \sim 2000 \text{ \AA}$)。拡散時には、不活性ガス(Ar, N_2)を流した電気炉の中で加熱する($700 \sim 1000^\circ\text{C}$)が、さらにこのとき基板の表裏をシリコン基板で覆うことで表面荒れを防いでいる。この表面保護基板として GaAs を採用する手法もあるが、覆いの GaAs 基板が高熱に耐えず、融着してしまうことが多い。この方法では GaAs 基板側面からの As 抜けは防ぎがたいため、端から $\sim 1\text{mm}$ の範囲は評価を避けたほうが無難である。さらに、拡散の評価法はどれも破壊測定であるため、実験時には十分な大きさの基板を供する必要がある。

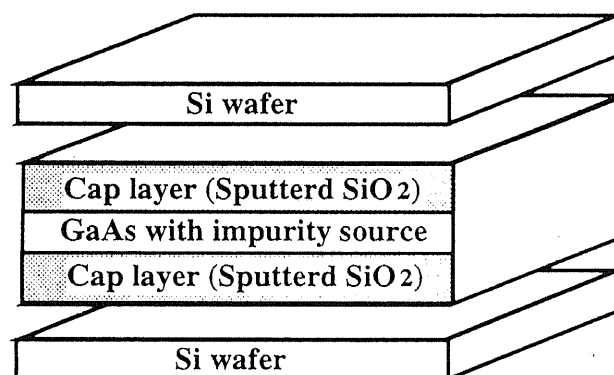
4-4-2 Si の拡散

n 型の不純物として Si は代表的な元素である^{[4]-[8]}。表面から拡散するプロセスを確立していないため、イオンインプランテーションによる打ち込み層からの拡散をおこなった。打ち込み条件は、加速電圧 100keV 、打ち込み密度は $1.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ である。その後、表裏に 2000 \AA 厚さの SiO_2 膜をマグネトロンスパッタ装置を用いて堆積し、 $800, 850, 900^\circ\text{C}$ の各温度で 60 分間アニールを行った。

キャリアプロファイラーによる分析結果を Fig. 4-4 (b) に示す。 $1.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ という打ち込み量は決して少ない量ではなく、プロファイルの広がり考えた場合、 10^{19} cm^{-3} オーダーの領域があってもよいほど多いのだが、励起されるキャリアの量は $2.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 程度で飽和してしまうようである。Si が両性の不純物であることによる補償効果^[9]がでてしまうためと考えられるが、p 型不純物の拡散ではエミッターベース接合深さで 10^{18} cm^{-3} 程度のプロファイルを目標としており、本手法では基板表面付近の反転能力に関して難ありといわざるをえない。なお、本拡散において 900°C でアニールを行なったものが、典型的なガウス型のプロファイルに乗ったので、フィッティングカーブを併記した。イオンインプランテーションによる不純物導入は、不純物総量一定の条件をきわめて実現しやすいことを考えると、本手法の再現性は高いと予想できる。ちなみに、フィッティング曲線から求められる拡散定数 D_{Si} は $2.20 \times 10^{-13} \text{ cm}^2/\text{sec}$ であった。

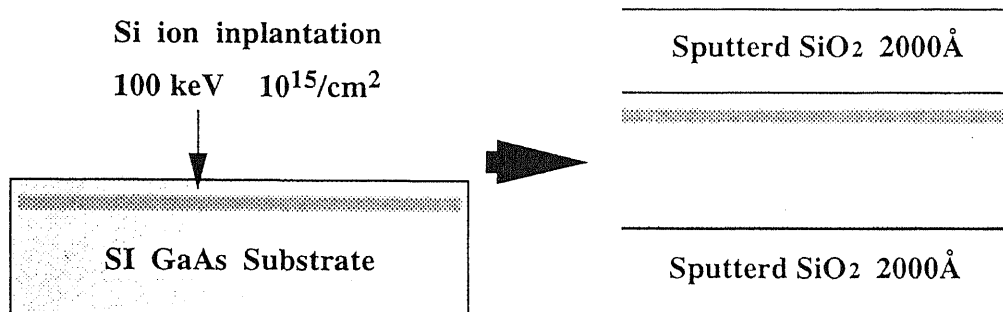


(a) The condition of the open tube method

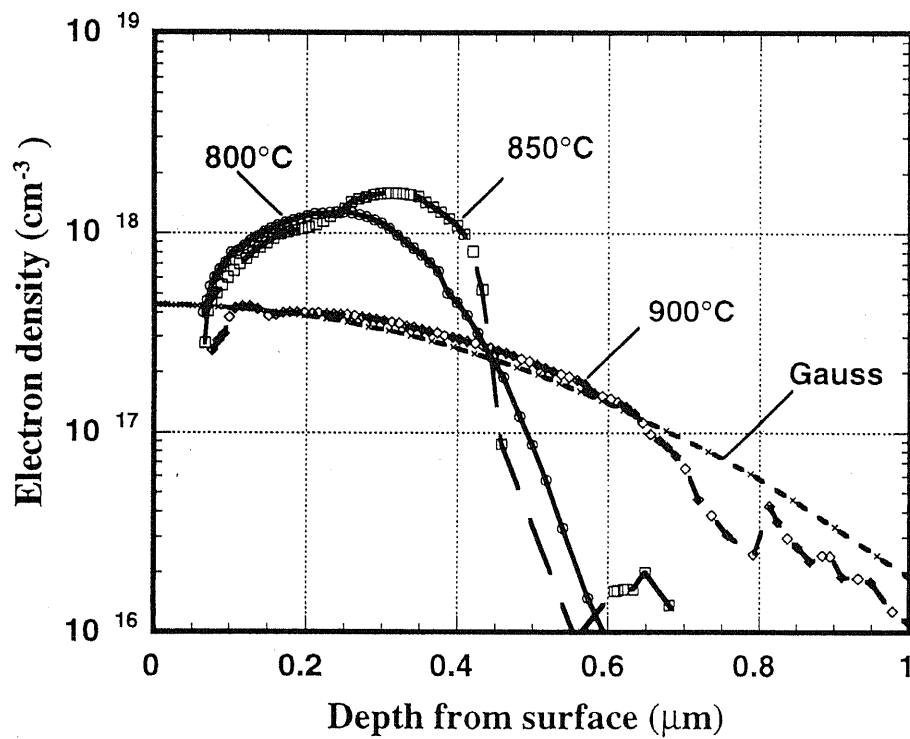


(b) The standard treatment for a diffusing substrate

Fig.4-3 The technique for impurity diffusion



(a) The treatment of sample before annealing



(b) The carrier profile about annealed (a) structure for 60min

Fig.4-4 The diffusion profiles from implanted Si

4-4-3 Sn の拡散

Snは 10^{18}cm^{-3} 台の p型不純物を比較的容易に反転させうる n型不純物である^[10]^[11]。本プロセスの最大の焦点が基板表面近傍の p型層を n型に反転しうるか否かという点にあることを考えると、Sn 拡散の検討はきわめて重要である。また、前章で述べられたように、エミッターベース界面はトランジスタ特性に与える影響がきわめておおきいため、プロファイルの制御性も重要な要素である。本項ではいくつかの Sn 拡散手法を採用し、それぞれドーブプロファイルに関して検討をおこなった。拡散に用いた4種類の構造を Fig. 4-5 に示す。

Fig. 4-5 (a) の構造は、Snを 1% 添加したシリカフィルム（以後呼称を OCD膜とする、#1）を不純物源として使用している。GaAs 表面のプロテクト層の厚さを変え、温度 900°Cにおいて、240min拡散を実行した。キャリアプロファイラーによる分析結果を Fig. 4-6 に示す。以後の拡散でも共通に表われる特徴だが、拡散源と基板の間に挟む SiO_2 のプロテクト層の膜厚が厚くなるほど、基板表面の不純物濃度は低下する。この現象を利用して拡散不純物の表面濃度を制御できるのだが、あくまでも十分大きな濃度が得られる不純物を減らすという方向で制御可能なだけで、今回のように表面濃度を増やしたい時にはそれほど役に立たない。今回の手法では、基板に直接 OCD を塗布すると、拡散時 OCD膜が割れてしまうという現象が発生する。すなわち Fig. 4-6 (b)のプロファイルがほぼ上限値ということになるが、表面濃度は 10^{19} 乗レベルに達していない。しかしながら前項におけるSiインプランテーション層からの拡散とは異なり、 $1.0\sim 3.0\times 10^{18}\text{cm}^{-3}$ の n型拡散が表面 $\sim 2\mu\text{m}$ 以上の深さにまで可能なため、表面付近の p型不純物濃度が $1.0\times 10^{18}\text{cm}^{-3}$ 程度の値であれば、十分 pn反転に使用できる。なお、OCD内部のSn量は十分存在し、表面濃度一定の境界条件に近いと考えられるが、拡散プロファイルは (4-3) のような補誤差関数とは明らかに異なった形である。これと同様のSnドーブOCDを不純物源とした拡散プロファイルに対して、Boltzmann-Matano 法を適用した例^[12]があるが、その解析の通り、濃度拡散係数が不純物密度の2乗に比例するとした場合のプロファイルは比較的近い形をしている。

Fig. 4-5 (b) 構造からの拡散プロファイルは、プロテクト層の厚さに大きく依存する。Fig. 4-5 (b), (c)の拡散例を合わせて Fig. 4-7 に示す。金属Snを直接基板表面に蒸着した Fig. 4-5 (c)の構造からはさすがに 10^{19}cm^{-3} を超える高濃度のドーブがなされている。高濃度の Sn拡散が可能な理由は、表面形成された合金層から、よ

#1 OCD膜の基板への実装方法は次の通りである。

- (1) 適当な（不純物）元素を含んだOCD溶液を室温状態にする
- (2) 実装基板上に滴定し、スピンコートする（3000rpm-30sec程度）
- (3) 空气中、120~130°C-30min 乾燥
- (4) 基板を 500°C-30min 焼成し、膜をガラス化させる

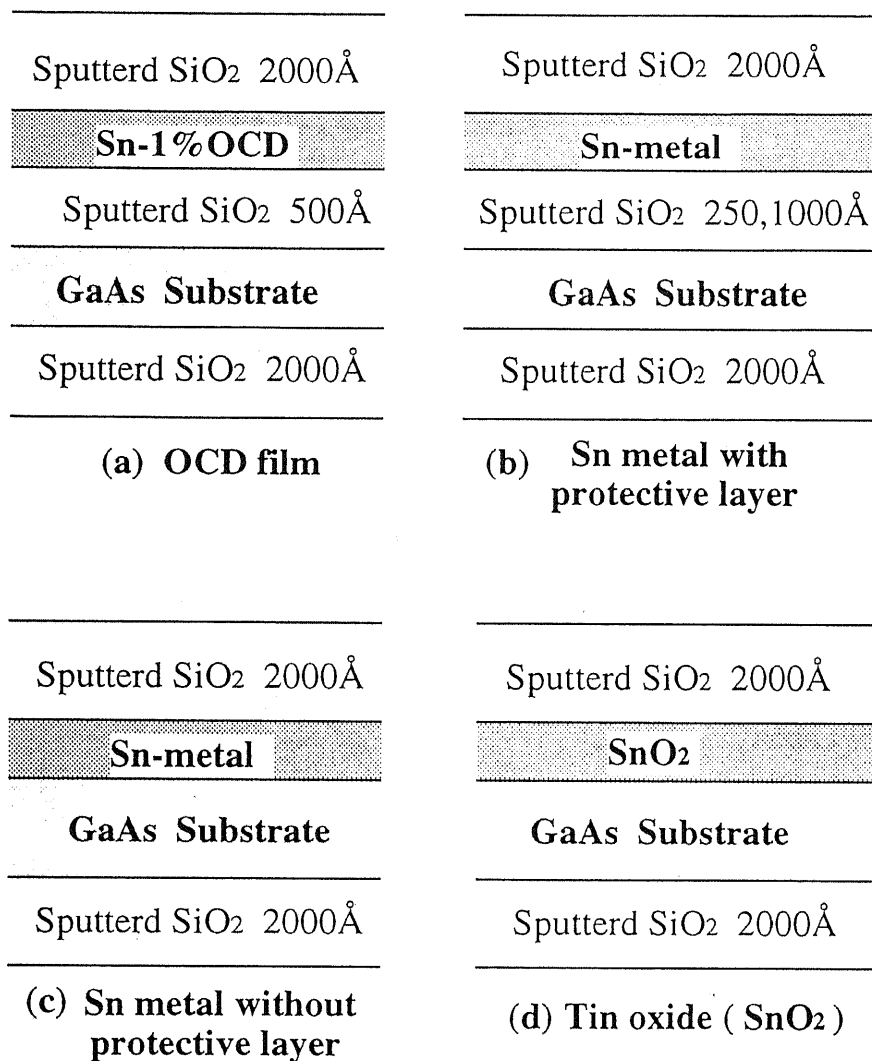
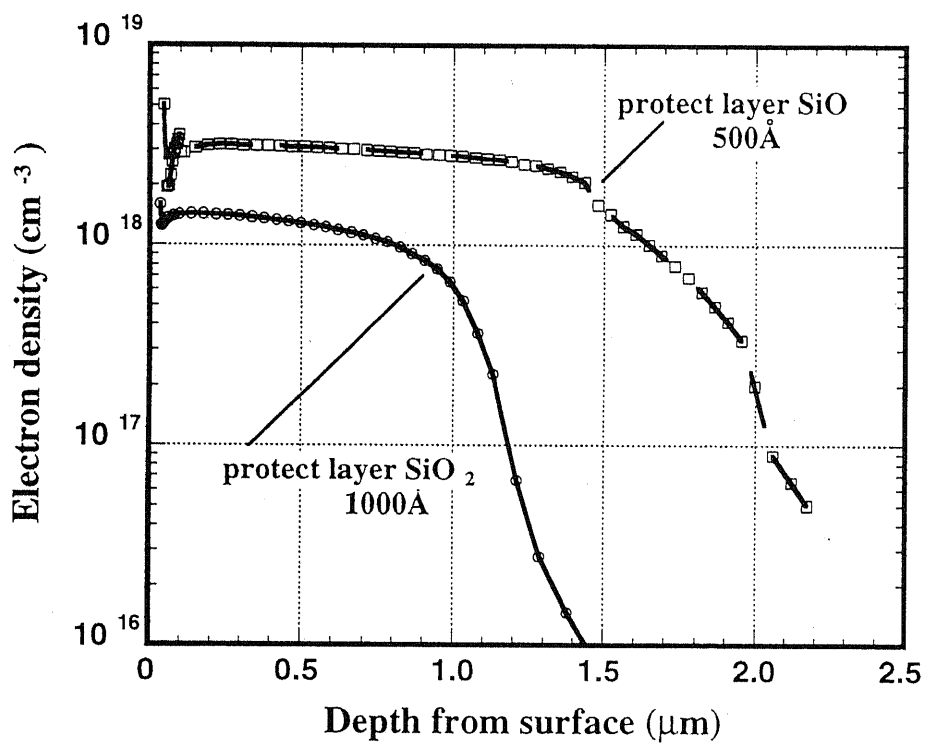


Fig. 4-5 4 impurity structures for Sn diffusion

Sputterd SiO ₂ 2000Å
Sn-1%OCD ~ 1μm
Sputterd SiO ₂ 500/1000Å
SI GaAs Substrate
Sputterd SiO ₂ 2000Å

(a) The diffusing structure with Sn-OCD.

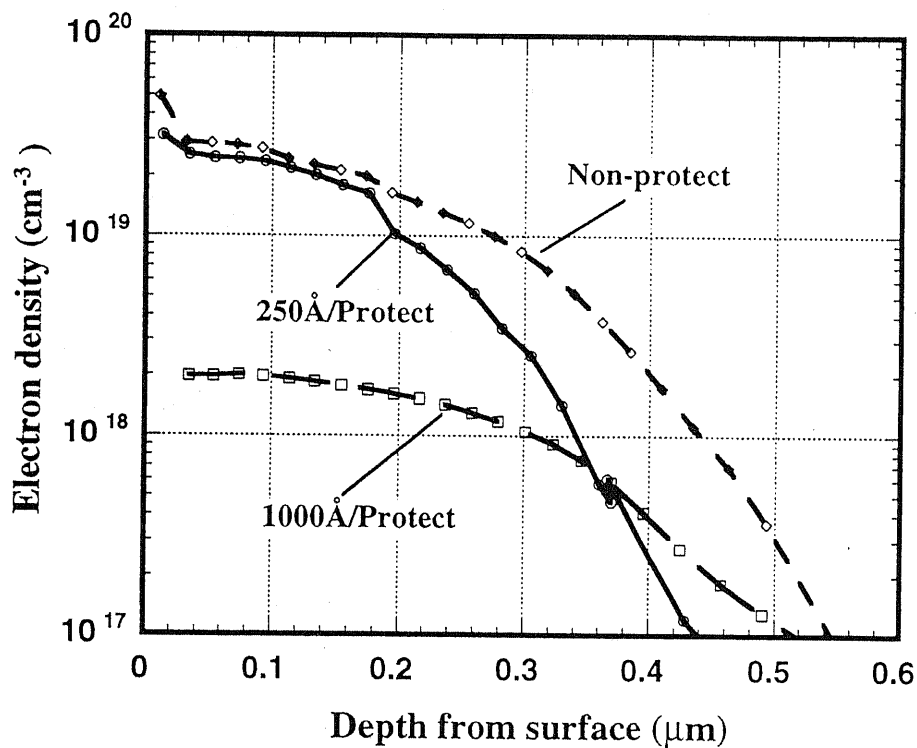


(b) The profile of electron density about (a) samples diffused for 240min at 900°C

Fig.4-6 The diffusion profile from Sn doped silica film.

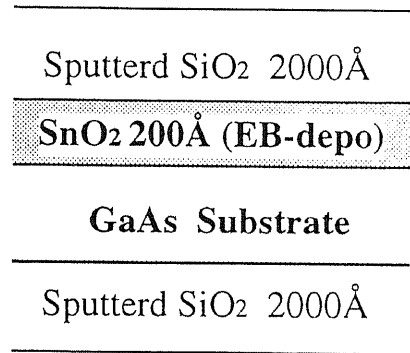
Sputtered SiO ₂ 2000Å	Sputtered SiO ₂ 2000Å
Sn-metal 500 Å	Sn-metal 500 Å
Sputtered SiO ₂ 250,1000Å Protective layer	
GaAs Substrate	GaAs Substrate
Sputtered SiO ₂ 2000Å	Sputtered SiO ₂ 2000Å

(a) The diffusing structures with Sn-metal

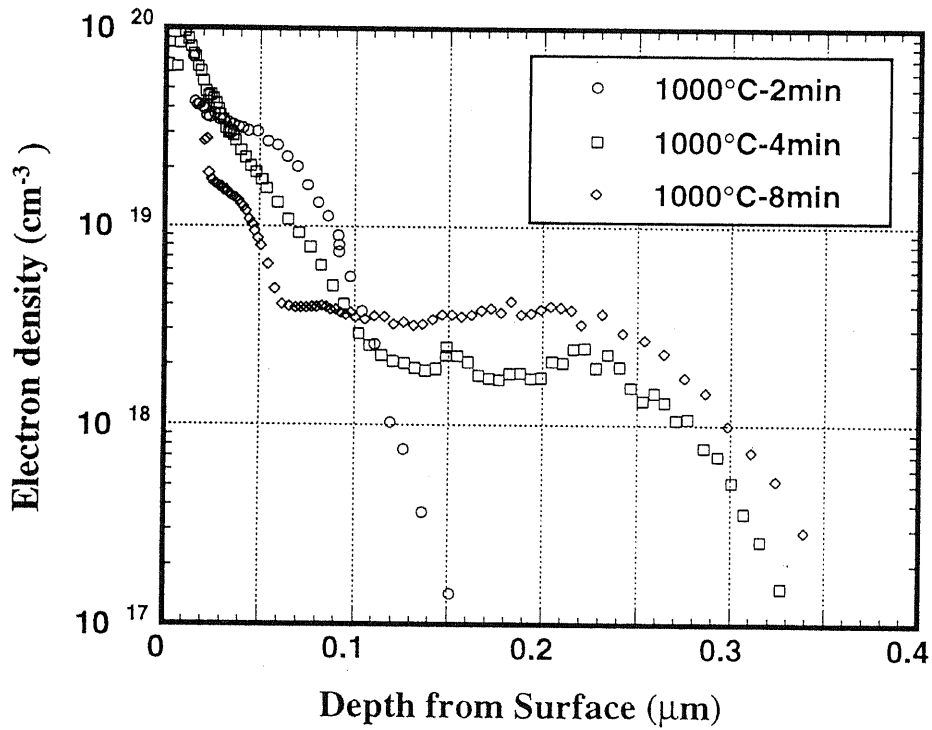


(b) The profile of electron density about (a) samples diffused for 20min at 1000°C

Fig.4-7 The diffusion profiles from Sn metal



(a) The diffusing structure with SnO₂



(b) The profile of electron density about (a) sample diffused at 1000°C

Fig.4-8 The diffusion profiles from SnO₂

り非平衡的な形で拡散が行なわれたためと推測する。状況証拠として、この手法の拡散ではしばしば基板表面に除去困難な導電層が生成されるという現象を挙げておく。プロテクト層の厚さが250 Åの場合は、直接蒸着の場合とそれほど変わらない表面濃度が得られるが、プロテクト層が1000 Åと厚くなると、表面濃度の値は一桁以上も低下し、SnドーピングOCDからの拡散プロファイル (Fig. 4-6 (b)) のものとあまり変わらなくなってしまう。基板表面への Sn 供給速度が、SiO₂中の拡散で律速されるようになってしまったためであろう。

金属 Sn のかわりに、やはり直接蒸着した SnO₂ を不純物源として用いるのが Fig. 4-5 (d) の手法である。拡散構造の具体的なパラメータおよび、拡散後のプロファイルを Fig. 4-8 に示す。拡散時間毎に見ると、まず多量の Sn が基板表面にドーピングされる (2min)。その後、新たな Sn の供給は途絶え、逆に外部へ Sn が拡散して出て行き、その一方基板内部へも高濃度の Sn が拡散してゆく (4min)、その後、基板表面付近の過剰 Sn は徐々に平衡値に近づいて行き、基板内部に残った Sn は拡散を続ける (8min)、というイメージでとらえられる。加熱開始時の強力なドーピングは、表面の SnO₂中の酸素が基板表面の Ga 抜けを促進するためだと考えられる^[13]。また、本方法では基板表面の不純物源の除去は金属 Sn よりも容易であった。

本項の結果から、 $1.0 \sim 2.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 程度の p 領域ならば Sn で容易に反転する。また、 $2.0 \sim 10.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 程度の p 領域も反転可能である。表面濃度で比較したとき、ドナー濃度がアクセプタ濃度の十倍以上となるような拡散手法が望ましいが、これ以降は p 型不純物の表面濃度をいかに低く制御できるかが問題となる。

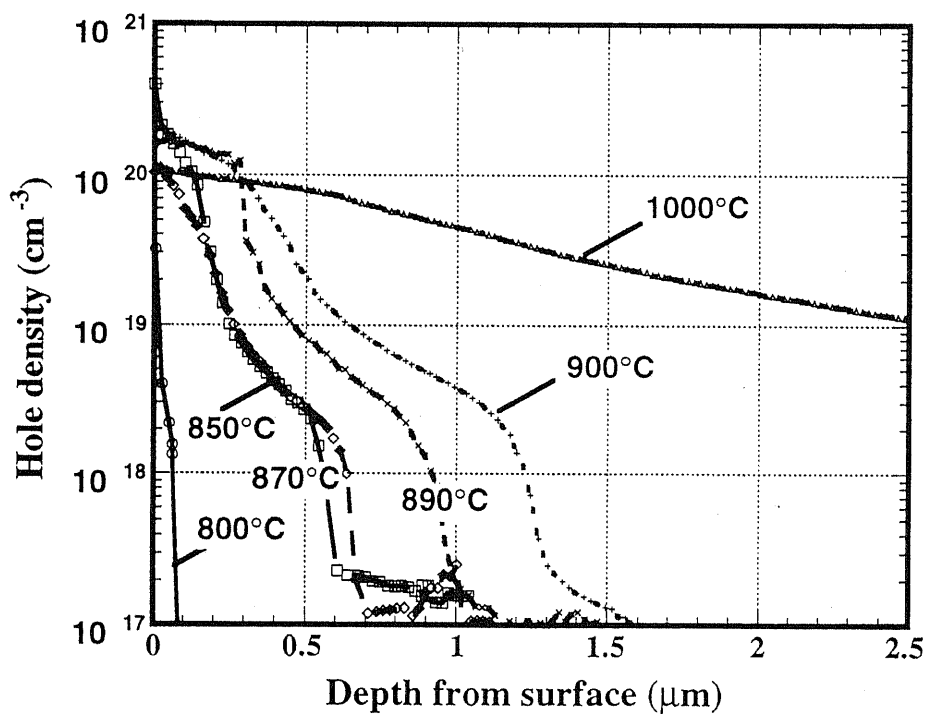
4-4-4 Zn の拡散

Zn は GaAs の p 型不純物としてはポピュラーな元素である^{[14]-[18]}。拡散源として、Sn の例に倣い、(i) Zn-doped OCD (1%), (ii) ZnO の二種類の不純物源から拡散を行なった。(i) Zn-1%-OCD層から行なった拡散の詳細を Fig. 4-9 に示す。この場合、900°C 以下の場合の表面濃度が同じ程度の濃度 ($1.0 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$) に達していることから、Zn の供給量が十分で、表面濃度一定の条件で拡散がおこなわれていることが推定できる。この拡散方式では、温度を低下させても表面濃度はほぼ変化せず、 $10^{19} \sim 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ オーダーである。Zn-doped OCD の濃度を 0.1%, 1%, 2% と変化させた例^[19]があるが、これも表面濃度はほぼ一定値である。そしてどのプロファイルも表面濃度が必要以上に大きな値である。Zn は通常の格子から格子への拡散に加えて、格子間原子の拡散という、異なる二つの機構で広がるため、このような特性が現われ^[20]、高濃度においては拡散係数は濃度の自乗に比例し、高速で拡散するとされている。また、拡散係数の濃度依存性がプロファイルにおける段々となって表われる。高濃度では拡散し、低濃度では拡散しないということになれば、表面濃度は下がりづらい。それが Zn 拡散における本質的な問題点である。

しかしながら、Fig. 4-9 (a) の構造においてすら、1000°C による拡散の場合は、拡散深さが飛躍的に増加すると同時に、表面濃度が低下するという現象が発生して

Sputterd SiO ₂ 2000Å
Zn-1%OCD ~1μm
Sputterd SiO ₂ 500Å
GaAs(001)
Sputterd SiO ₂ 2000Å

(a) The diffusing structure with Zn-OCD



(b) The profile of hole density about (a) structure diffused for 20min

Fig.4-9 The diffusion profiles from Zn doped silica film

いる (Fig. 4-9 (b))。これは、プロテクト用の SiO_2 層を通じた Zn の供給速度が、拡散速度を下回ってしまうためと考えられるが、これはすなわち表面濃度低減手法を端的に示した現象である。

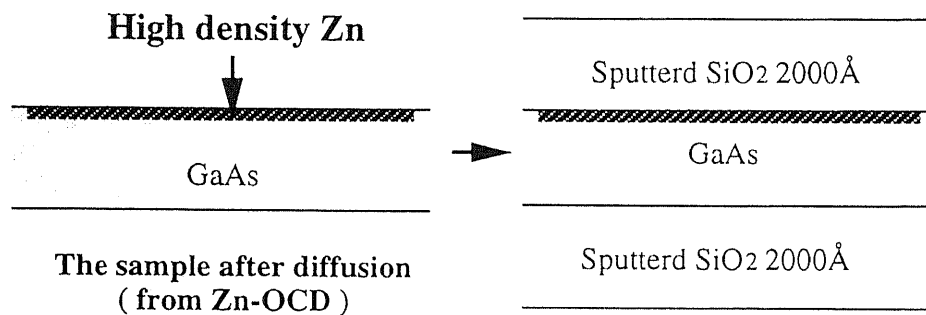
高速に拡散する不純物の表面濃度を低下させるには、ドライビン拡散を行なえばよい。まず、Fig. 4-9 (a) の構造からやや低温で 20min 拡散を行った後、拡散源をバッファードフッ酸で除去し、再度 SiO_2 保護層を堆積し (Fig. 4-10 (a))、 1000°C で 60min 加熱する。初回の拡散温度によって異なるプロファイルが得られ、Fig. 4-10 (b) のような状況であった。

Fig. 4-10 (b) から、第一回目の拡散によりドーパされた Zn の総量で、18 乗の得られる深さが決まっていると推定できる。Fig. 4-9 (b) の拡散プロファイルで見られるようなプロファイルの折れ曲がりが見られないのは、濃度依存の拡散効果が強くなる濃度領域を全般的に下回っているためと考えられる。拡散の境界条件は、初回が表面濃度一定、ドライビン拡散では不純物総量一定の条件にちかいものとなっているはずであるが、ガウス分布のようなプロファイルは得られていない。だが表面濃度は Fig. 4-9 (b) のそれより大幅に低下しており、当初の目的は果たされたものと言える。

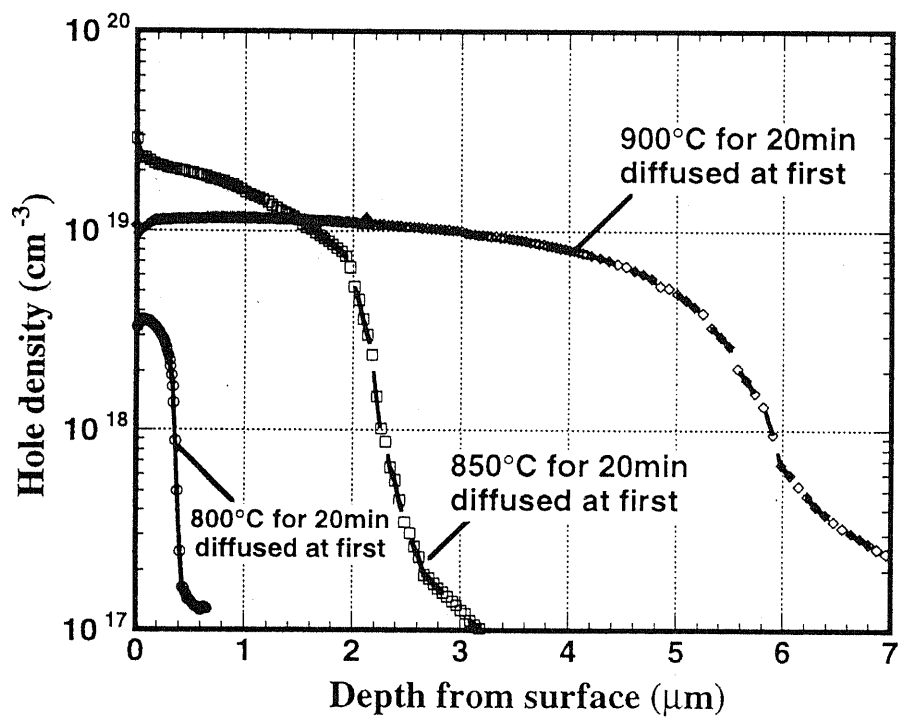
ただ、この方式で表面付近に再現性よく適量のドーパを行えるかどうかは疑問である。Fig. 4-10 のプロファイルの中で最も使用可能域に近いのは、一回目 800°C 拡散のタイプのものであるが、ドーパ量としてギリギリの制御をしているため、再現性にかなりばらつきがあった。一回の拡散が計測限界に近いこと、更に微妙な制御をする必要があること、二回熱プロセスを低温-高温と通さないと p 型プロファイルが得られないこと、その結果誤差が増加するであろうこと、表面保護膜のつけはがし回数の増加により表面荒れが増加することなど不利益が多い。もっと手軽になおかつドーパ総量を再現できる拡散手法を採用する必要がある。

そこで、Fig. 4-11 (a) のようなタイプの拡散源を考案した。仮に総量規制の拡散を行なうならば、最初から制御した総量の Zn 拡散源を用意し、一回の高温拡散でプロファイルを形成するほうが熱サイクル数の低減という意味でも有意な手法といえる。拡散源として (ii) の ZnO を選び、蒸着を行なう際の膜厚計の読み取り値をもって不純物総量の制御を行なう。

ここでは、膜厚を 20 \AA 相当とし、 1000°C で拡散を行なったサンプルを Fig. 4-11 (b) に示す。Fig. 4-11 (b) において、64 分拡散した状態のプロファイルは、ほどよく表面濃度が減少しており、かなり要求に近いプロファイルである。Fig. 4-11 (a) の方式において、拡散時間を制御すれば、表面濃度 10^{18} cm^{-3} 程度の適切なホールプロファイルが得られるであろう。

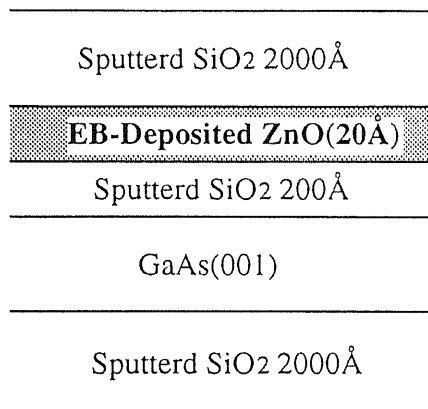


(a) The treatment for drive-in diffusion.

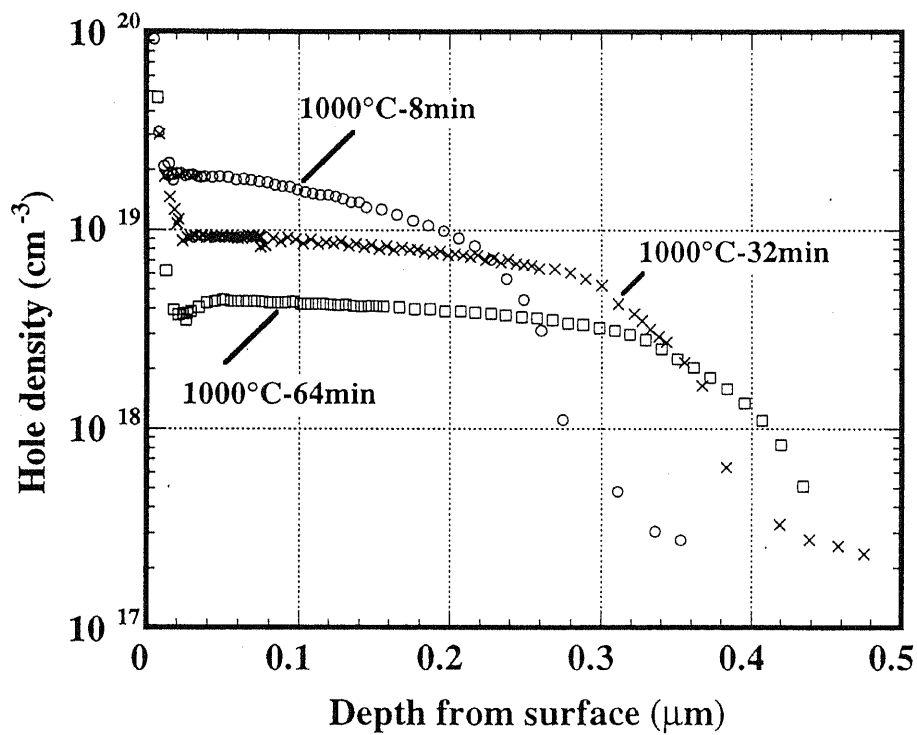


(b) The profile of hole density about (a) structure diffused at 1000°C for 60min.

Fig.4-10 The hole profiles after the drive-in diffusion.



(a) The diffusing structure with ZnO



(b) The profile of hole density about (a) structure diffused at 1000°C

Fig.4-11 The diffusion profiles from ZnO

4-4-5 Mg の拡散

Mg も GaAs の p 型不純物として良く知られた元素である^{[21]-[24]}。特徴として、Zn と比較して拡散に大きな活性化エネルギーを必要とし、拡散係数も小さいという点があり、イオンインプランテーションで用いられる場合が多い。この Mg の拡散を試行したのは、エミッタプッシュ効果を考えてのことである。ベースの上から、高濃度エミッタを拡散した場合、エミッタ下部のベース層が異常拡散してしまうことがある。これをエミッタプッシュ効果というが、ベース-コレクタ接合の移動はベース走行時間に対して深刻な影響をあたえる。Zn はもともと移動しやすい不純物であり、エミッタプッシュ効果の発現を懸念して、Zn と対照的な移動特性をもつ Mg に関して拡散プロファイルを検討することにしたのである。

拡散の構造としては、Fig. 4-12 (a)のような構造を採用した。MgOの厚さを500Åとし、1000°C で 16, 32, 64min 拡散した際のホールプロファイルを Fig. 4-12 (b)に示す。ZnO を用いた拡散 Fig. 4-11 (a)の場合と比較すると、全般的に MgO は濃く浅く拡散されている。表面濃度の値が $1.0 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ 付近とずいぶん高く、ドライブインの効果も期待しづらいが、反転不能な濃度ではない。プロファイルからすると、拡散係数に濃度依存性がありそうだが、フィッティングを行なったところ、拡散係数が濃度の自乗に比例する場合のプロファイルと、濃度の3乗に比例する場合のプロファイルの中間の形状で、どちらとも決定困難であった。

4-4-6 二重拡散法によるトランジスタの試作

本研究では、拡散プロファイルの検討と並行して、トランジスタの試作を行ってきた。二重拡散法を用いてトランジスタ作製に成功した例を以下に示す。なお、どちらも基板は Si ドープ n-GaAs(100) を用い、ドープキャリア濃度は $1.0 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 程度の値であった。

1) Zn-Snの不純物セットを用いた例

p型拡散条件

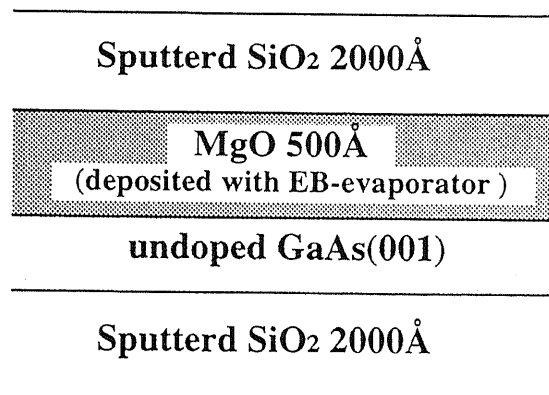
Fig. 4-9 (a)をキャップなし、SiO₂protect層 250Åとし、
Zn-OCD1%から1000°Cで20min拡散

n型拡散条件

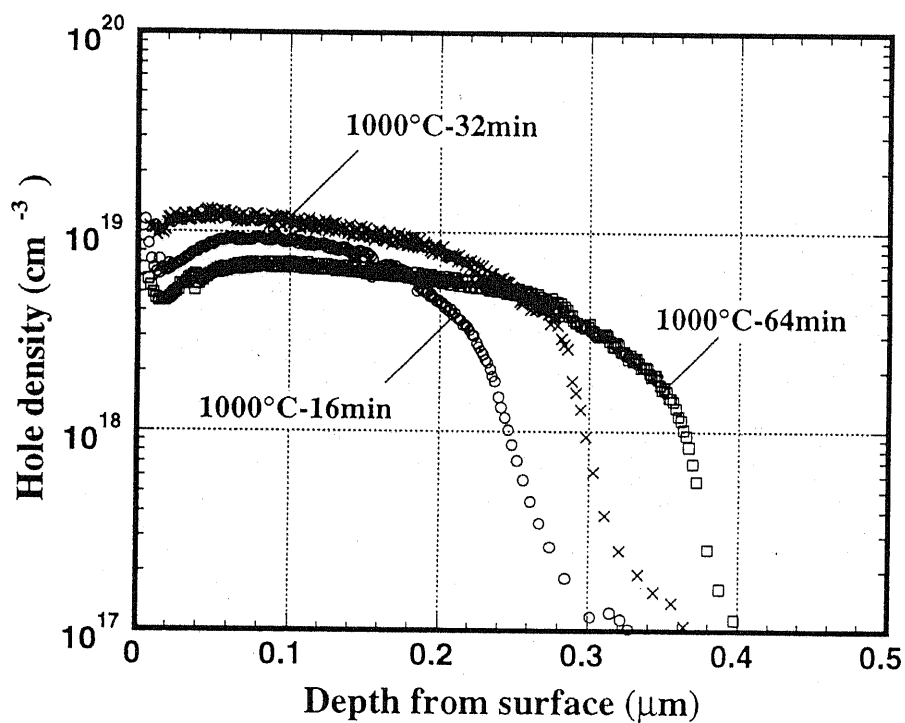
p型の拡散源を緩衝弗酸を用いて除去した後、Fig. 4-5 Type3の方法を用いた。
金属 Sn 500Å - 1000°Cで40min拡散

結果 Fig. 4-13 (a)のようなエミッタ接地特性を持つトランジスタが得られた。

h_{FE} =約2

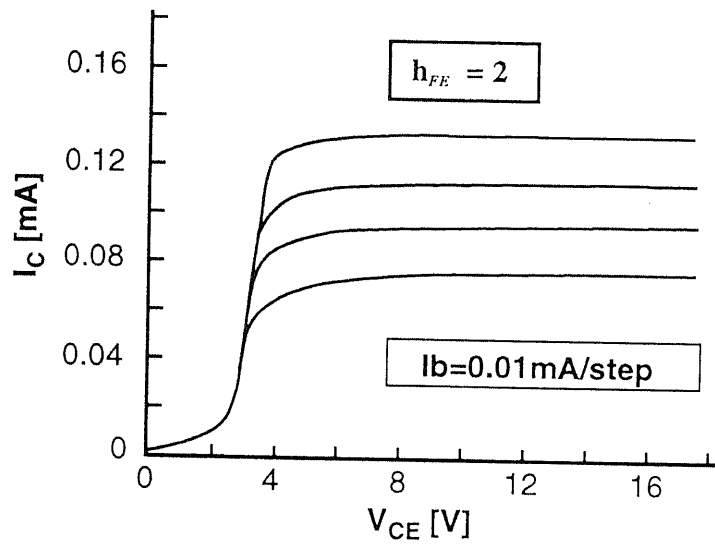


(a) The treatment of sample before annealing.

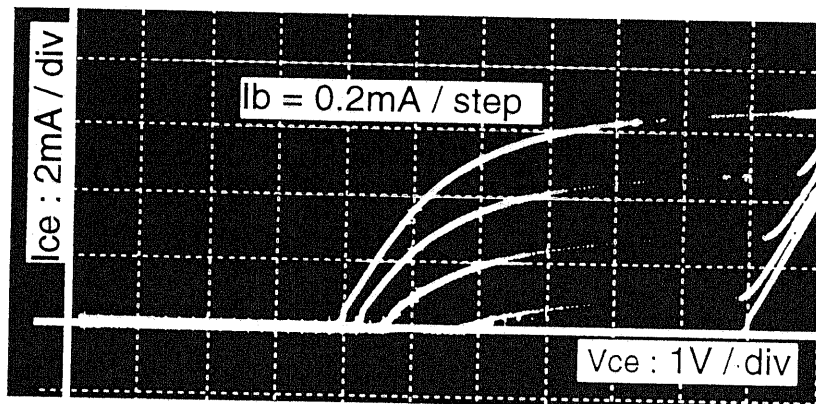


(b) The hole profile about diffused (a) structure.

Fig. 4-12 The diffusion profile from MgO.



(a) The common emitter characteristics of the bipolar transistor fabricated with double diffusion method of Zn and Sn.



(b) The common emitter characteristics of the bipolar transistor fabricated with double diffusion method of Mg and Sn.

Fig. 4-13 The characteristics of trial products.

2) Mg-Snの不純物セットを用いた例。

p型拡散条件

Fig. 4-12 の方法、MgO 500 Åを電子ビーム蒸着し、1000°Cで64min拡散

n型拡散条件

p型拡散源を全面除去せず、緩衝弗酸を用いてエミッタ相当部だけ基板表面が見えるように窓開けし、Fig. 4-5 Type4の方法を用いた。SnO₂を100 Å電子ビーム蒸着、1000°Cで2min拡散

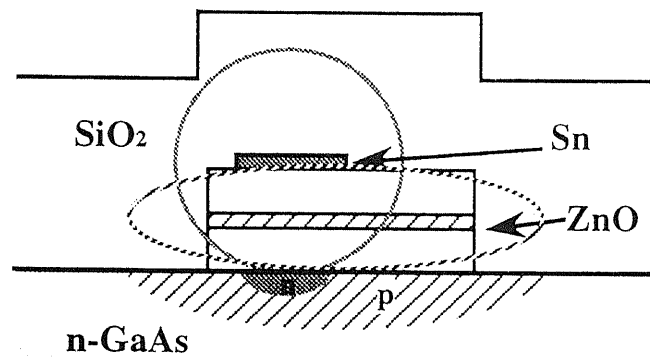
結果 Fig. 4-13 (b)のようなエミッタ接地特性を持つトランジスタが得られた。
 h_{FE} =約0.5

4-4-7 同時拡散法の検討

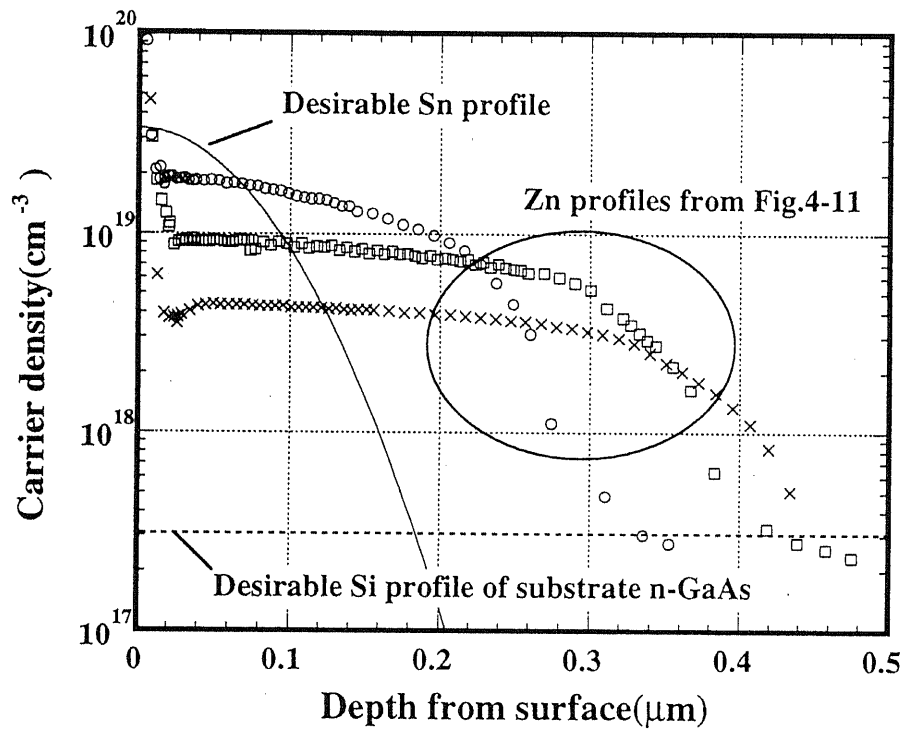
熱プロセスの数を減らす方法として、二種類の不純物を一度の熱拡散でドーピングする、同時拡散法を検討している^[25]。Fig. 4-11 (a)の構造は非常に薄くできるので、その上にもう一層 n 型の不純物を配置しておいて、一回の加熱プロセスで npn 構造を作りこむという構想である (Fig. 4-14 (a))。二重拡散を行なった場合、初回の拡散でダメージを受けた表面に再度拡散するという作業が必要になるが、同時拡散法においてはその必要はなく、本プロセスを採用することによって、素子作製の歩留まりを向上させることができるだろう。

逆に問題になるであろう事として、条件出しの困難さがあげられる。Zn の量と Sn の量だけとってみても、パラメータの組合せは二次元的な広がりを見せる。さらに、Sn 拡散の遅延を制御するべきインターキャップの膜厚の大きさもきわめて本質的なパラメータである。実際には、表面アクセプタ濃度に関する制限が最も厳しいため、最初に ZnO 層のだいたいのパラメータを求めてから、インターキャップ層厚さと Sn 量を二次元的に走査して npn 接合成立条件 (ex. Fig. 4-14 (b)) を追うことになるであろう。さらにその後、界面を任意位置に制御するために、適当な界面位置をもつ拡散条件を探し出す必要がある。この困難を考えると、任意の界面位置制御を行なうのは不可能とも思えるが、逆に同時拡散成立条件にあわせて導波路、ヘテロ接合の設計を行なうこともできる。

さて、本プロセスの条件出しの際には、0.5 μm 程度のごく近距離に pn 接合が一對できるかできないかという点が問題になるが、このような微妙な測定は、空乏層の延びなどの問題から、C-V キャリアプロファイラーには不向きな分野である。したがって、SIMS 等の評価手段に頼らざるを得ない。同時拡散手法のたたき台として、Fig. 4-15 (a) に示される同時拡散構造から、1000°C で 30min 拡散を行ない、表面構造をバッファド弗酸で除去した後、SIMS の定量分析を行なった (Fig. 4-15)。測定の結果から、全般的な Sn の過剰、Zn のドライブイン距離の不足、Si 基板の濃度過剰などが推測できる。実際の適用では、より Si ドープ量の小さい GaAs 基板の採

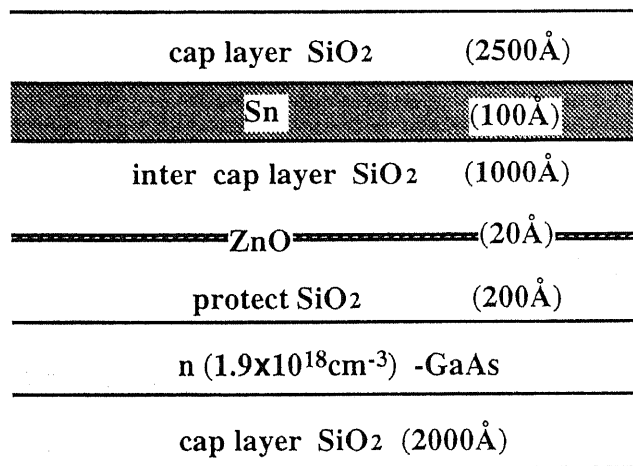


(a) The concept of simultaneous diffusion.

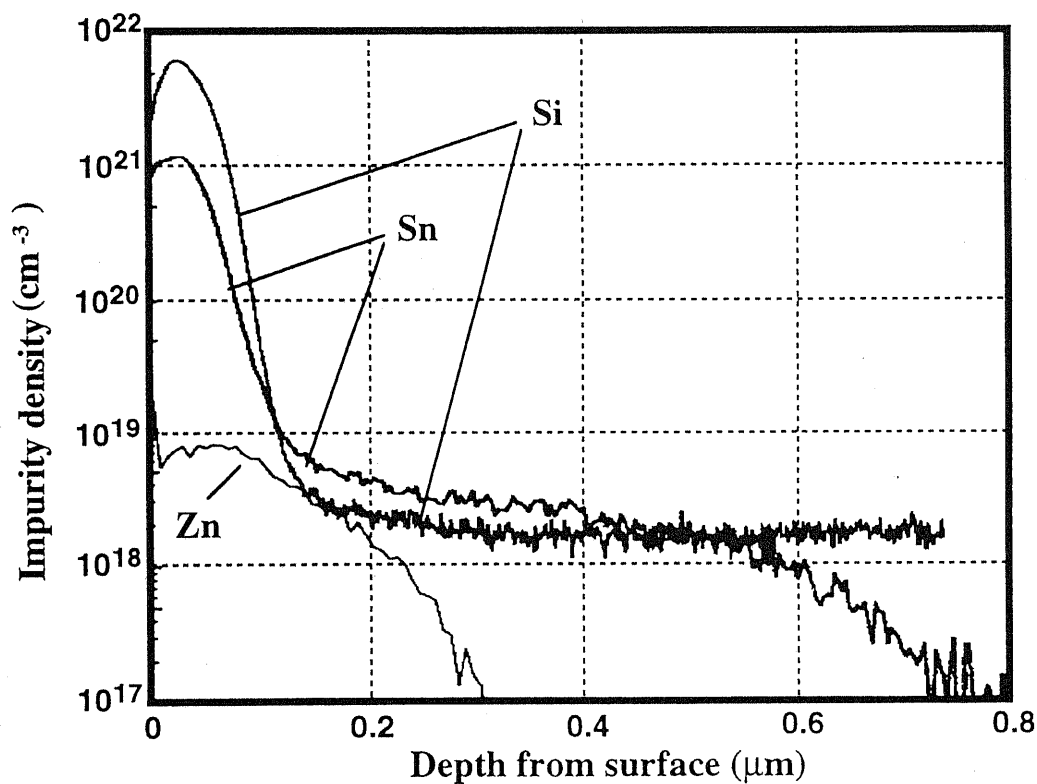


(b) Ideal impurity profile of simultaneous diffusion.

Fig.4-14 Simultaneous diffusion method.



(a) A structure for simultaneous diffusion method.



(b) The SIMS profile of impurity density about the GaAs substrate of (a) samples after diffused for 30min at 1000°C

Fig.4-15 The trial of simultaneous diffusion.

用、Zn 量の増加および拡散時間の延長、インターキャップ層の増大などで対応してゆくことになるであろう。一度接合作製条件を把握できれば、その後は斜め研磨-ステインエッチによる界面観察が可能になり、順次条件を変えて行くことによって界面の移動を追うことができるだろう。

4-5 まとめ

熱拡散法による npn トランジスタ作製のためには、低表面濃度の p 型拡散、高表面濃度の n 型拡散が必要な要素である。さらに、

p 型不純物拡散温度 > n 型不純物拡散温度 もしくは、
p 型不純物拡散時間 >> n 型不純物拡散時間

の条件が成立していることが望ましい。また、2, 3 章での検討から、p 型の拡散フロントは $0.5 \sim 1.0 \mu\text{m}$ 、n 型の拡散フロントは $0.2 \sim 0.4 \mu\text{m}$ 程度の深さになる必要がある。本章で示した一連の拡散手法とそのプロファイルを比較すると、

p 型不純物 Fig. 4-11 (a) の構造から 1000°C 60~120min 程度

n 型不純物 Fig. 4-5 (c) の構造から 1000°C 20min 程度

の組合せで、達成の見通しがたつ。また、薄層からの拡散の特性を組み合わせることで、拡散プロセスの回数を低減しうる同時拡散法の可能性が示された。

(Zn, Sn), (Mg, Sn) のそれぞれの不純物セットでトランジスタの試作を行ない、トランジスタとしての動作を確認した。

さて、実際にトランジスタ素子を作製する際には、三次元拡散を行なうことによる不純物濃度の変化、パターニングによる応力の不均一、基板表面処理による拡散への影響などの問題が発生することになる。このような拡散に対して、単純な一次元拡散の結果を適用することはできない。次章では、最終的に用いるデバイスプロセスを想定し、その運用上で発生する問題点に関して検討をおこなう。

References

- [1] Crank, "The Mathematics of Diffusion", Clarendon press Oxford, 1975.
- [2] Shaw, "Atomic diffusion in semiconductors", Plenum press, London and New-York, 1973.
- [3] M.Kuzuhara, T.Nozaki and T.Kamejima, "The effect of stress on the redistribution of implanted impurities in GaAs", J.Appl.Phys., vol.66, p.5833, 1989.
- [4] K.L.Kavanagh, J.W.Mayer, C.W.Magee, J.Sheets, J.Tong and J.M.Woodall, "Silicon diffusion at polycrystalline-Si/GaAs interfaces", Appl.Phys.Lett., vol.47, p.1208, 1985.
- [5] M.E.Greinter and J.F.Gibbons, "Diffusion of silicon in gallium arsenide using rapid thermal processing: Experiment and model", Appl.Phys.Lett., vol.44, p.750, 1984.
- [6] E.Omura, G.A.Vawter, X.S.Wu, L.A.Coldren and J.L.Merz, "Selective double diffusion of Zn and Si into GaAs using sputtered Si Masks", Extended abstracts of the 18th conference on solid state device and materials, pp.141, Tokyo, 1986.
- [7] E.Omura, X.S.Wu, G.A.Vawter, L.Coldren, E.Hu and J.L.Merz, "Closed-tube diffusion of silicon in GaAs from sputtered silicon film", Electro.Lett., vol.22, p.496, 1986.
- [8] G.R.Antell, "The diffusion of silicon in gallium arsenide", Solid State Electron., vol.8, pp.943, 1965.
- [9] M.E. Greiner and J. F. Gibbons, "Diffusion of silicon in gallium arsenide using rapid thermal processing: Experiment and model", Appl. Phys. Lett., vol.44, p.750, 1984.
- [10] T.S.Kalkur, M.K.Moravvej-Farshi and A.G.Nassibian, "Thermal diffusion of tin in GaAs from tin-silica film with RF sputtered SiO_2 cap", J.Phys.D:Plp.Phys., vol.17, L115, 1984.
- [11] C.F.Gibbon and D.R.Ketchow, "Diffusion of tin into GaAs from doped SiO_2 film sources", J.Electrochem. Soc., vol.118, p.975, 1971.
- [12] 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", The 1994 international conference on solid state devices and materials, Yokohama, Japan, pp.187, 1994.
- [13] M.Kuzuhara, T.Nozaki and T.Kamejima, "Characterization of Ga out-diffusion from GaAs into SiO_xN_y films during thermal annealing", J.Appl.Phys., vol.66, p.5833, 1989.
- [14] G.Rajeswaran, K.B.Kahen, and D.J.Lawrence, "Studies of zinc diffusion in gallium arsenide by rapid thermal processing", J.Appl.Phys., vol.69, p.1359, 1991.
- [15] K.K.Shih, J.W.Allen and G.L.Pearson, "Diffusion of zinc in gallium arsenide under excess arsenic pressure", J.Phys.Chem.Solids, vol.29, pp.379, 1968.
- [16] H.C.Casey, Jr. and M.B.Panish, "Reproducible diffusion of zinc into GaAs: Application of the ternary phase diagram and the diffusion and solubility analyses", Transactions of the metallurgical society of aime, vol.242, p.406, 1968.
- [17] K.K.Shih, "High surface concentration Zn diffusion in GaAs", J.Electrochem.Soc., vol.123, p.1737, 1976.

- [18]E.Omura and G.A.Vawter,"Selective Zn diffusion in n-GaAs with a sputtered Si mask at 650°C", Electron.Lett., vol.22, p.23, 1986.
- [19]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",Control of semiconductor interfaces,p.525,1994.
- [20]L.R.Weisberg and Joseph Blanc, "Diffusion with interstitial-substitutional equilibrium. Zinc in GaAs", Phys.Rev., vol.131, p.1548, 1963.
- [21]S.M.Sherwin,J.C.Zolper,A.G.Baca,T.J.Drummond,R.J.Shul,A.J.Howard,D.J.Rieger,R.P.Schneider and J.F.Klem,"Comparison of Mg and Zn gate implants for GaAs n-channel junction field effect transistors", J.Electron.Mater., vol.23, p.809, 1994.
- [22]K.Aoki,K.Gamo,K.Masuda and S.Namba,"Depth distribution of defects in Mg-ion and Cd-ion implanted GaAs", Jap.J.Appl.Phys., vol.15, p.405, 1976.
- [23]A.Kozen,S.Nojima,J.Tenmyo and J.Asahi,"Metalorganic-vapor-phase-epitaxial growth of Mg-doped $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$ layers and their properties", J.Appl.Phys., vol.59, p.1156, 1986.
- [24]Y.K.Yeo,Y.S.Park and P.W.Yu,"Electrical measurements and optical activation studies in Mg-implanted GaAs", J.Appl.Phys., vol.50, p.3274, 1979.
- [25]W.von Munch,"Gallium arsenide planar technology",IBM J.,p.438,1966.

第5章 熱拡散法によるHBT構造光スイッチの作製

5-1 HBT型光スイッチの作製工程

5-1-1 はじめに

前章までは、基本的に面内一様の構造からの、いわば一次元拡散を扱ってきたわけだが、実際の光スイッチ作製プロセスではパターンニングされた部位からの拡散を行なうため、横方向拡散、界面応力の不均一及びパターン端部での異常拡散など、素子作製プロセスならではの問題が発生する。さらに、ヘテロエピタキシャル基板に対して熱拡散法を適用する際には、ヘテロ界面の熱プロセスに対する安定性などが懸案事項である。仮にヘテロ界面が導波構造に影響を与える程相互拡散するとすれば、ヘテロ基板の成長段階までさかのぼって、光スイッチの設計を変更せねばならない。

本章では実際にヘテロ基板を用いて、光スイッチの作製プロセスをとおしながら、熱拡散法適用時の問題点に関する評価をおこなう。

5-1-2 二重拡散法によるプロセス

実際に適用するプロセスとその際の注意点を以下に示す。その際、極めて頻繁に行われる作業に関して以下のように表記することをあらかじめ示しておく。

○有機洗浄

特別な注釈なく有機洗浄と表記した場合、次のような手順をあらわす。

トリクロロエチレン、アセトン、エタノールの順番に5分ずつ超音波洗浄の後、超純水で10回置換した後、 N_2 ブロー

○乾燥

120～125℃に加熱したベーク炉を用い、空気雰囲気中で30分加熱

○パターンニング

エッチングなどの基板処理にまたがる次に示す連続手順をパターンニングと称する

SHIPLEY MICROPOSIT PRIMER の塗布

- 1) 500rpm - 5sec
- 2) 4000rpm - 30sec

ボジレジスト SHIPLEY MICROPOSIT 1400-17 の塗布

- 1) 500rpm - 5sec
- 2) 3000rpm - 30sec

プリベーク

90°C 30min

露光

CANON マスクアライナー PLA-501を使用

例) 照度 5.51 mW/cm²

露光時間目盛 6.0～6.5

現像

SHIPLEY MICROPOSIT Developer MF-319

15～30sec

リンス

純水 60sec

ポストベーク

125°C 30min

基板に対し、エッチング等の処理が入る

レジストの除去

加熱した KSE-LE 中、約 60 sec

純水リンス 60sec

○マグネトロンスパッタ装置によるSiO₂堆積

使用装置 ANELVA製 SPF-210H

ターゲット SiO₂ (4inch)

使用ガス及び流量 Ar 1.0sccm O₂ 3.0sccm

スパッタ時圧力 0.5 Pa 電力 300W

○プラズマCVD装置によるSiO₂堆積

使用装置 ANELVA製 PED-301

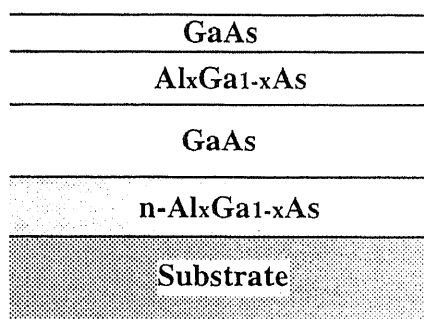
使用ガス及び流量 SiH₄ 2.0sccm N₂O 120sccm Ar 28sccm

成膜時圧力 1.0 Torr

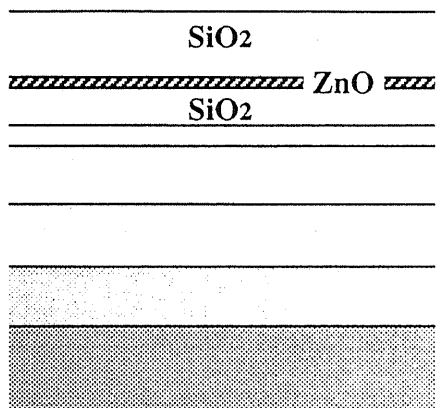
発振電力 30 W

基板温度 250°C

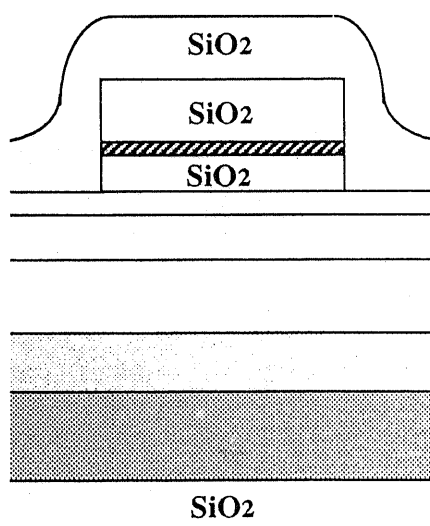
基板の処理工程を Fig.5-1 および Fig.5-2 に示す。各段階に関して詳しく説明すると次のようになる。



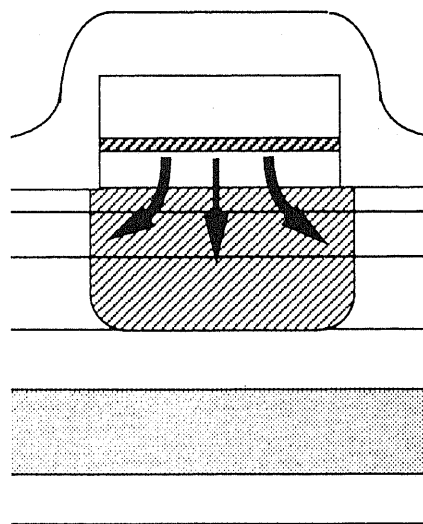
(a) Epitaxial growth of the hetero structure.



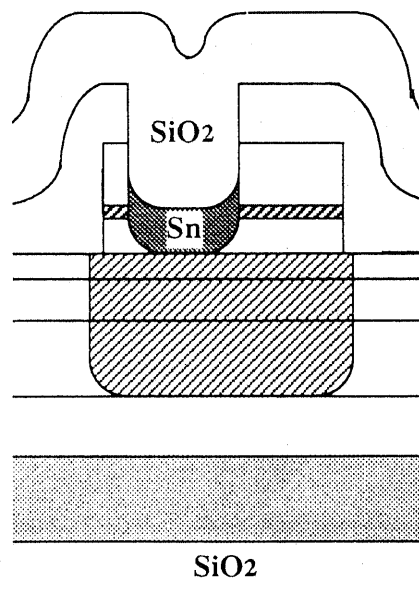
(b) Deposition of the p-type impurity source layer.



(c) Patterning of the p-type impurity source layer and deposition of the cap layers.

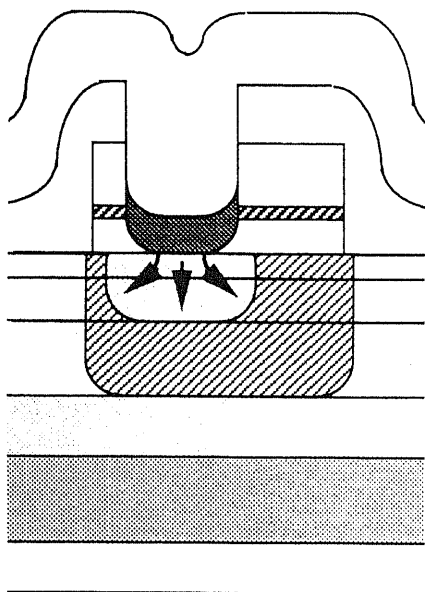


(d) Diffusion of the p-type impurity element.

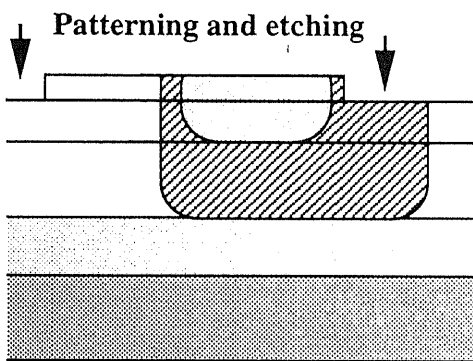


(e) Patterning of the window for the n-type impurity layer contact and deposition of n-type element and the cap layers.

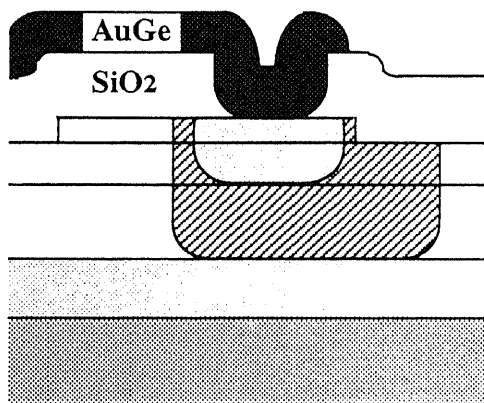
Fig.5-1 The first half of experimental procedures for the fabrication of the DHBT structure.



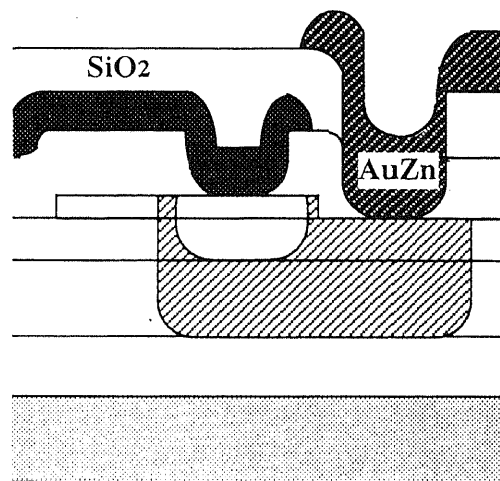
(f) Diffusion of the n-type impurity element.



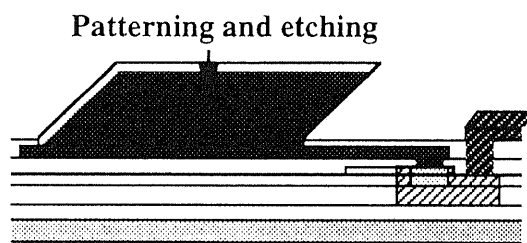
(g) Remove of source layers and etching for waveguide.



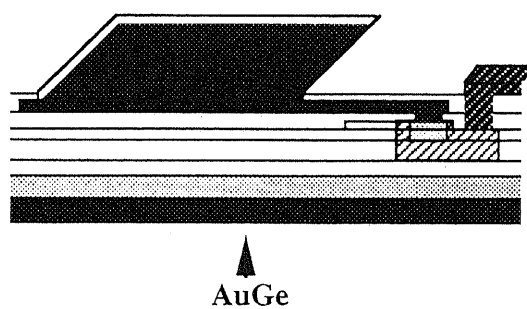
(h) Patterning for the emitter contact holes and the deposition and the patterning for the emitter electrodes.



(i) Patterning for the base contact holes and the deposition and the patterning for the base electrodes.

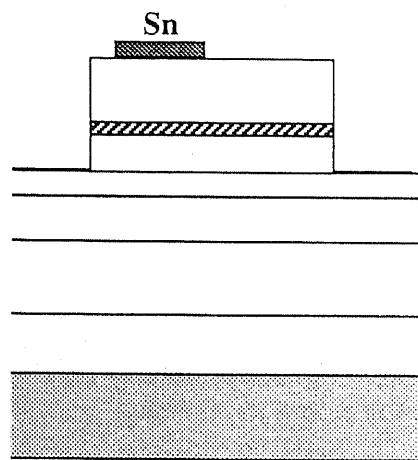


(j) Patterning of windows to contact the emitter electrodes.

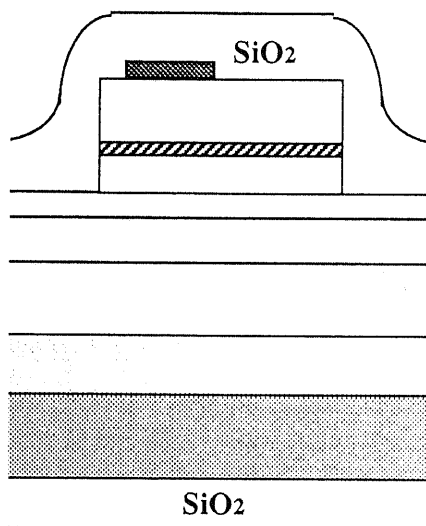


(k) Deposition of collector electrode.

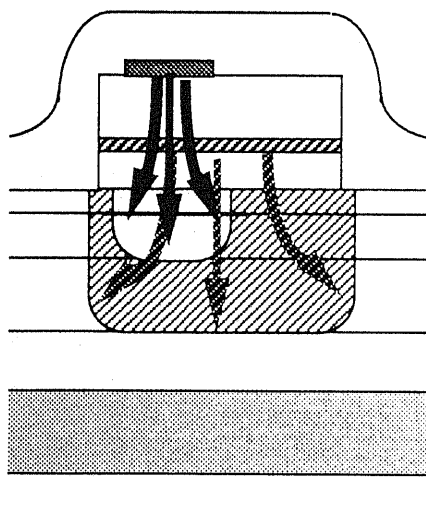
Fig.5-2 The latter half of experimental procedures for the fabrication of the DHBT structure.



(a) Patterning of the p-type and the n-type impurity layers.



(b) Patterning of the p-type impurity source layer and deposition of the cap layers.



(c) Simultaneous diffusion of the n-type and the p-type impurity elements.

Fig.5-3 Experimental procedures of the simultaneous diffusion method.

(a) ヘテロ基板の成長

必要な構造を持つヘテロ基板の成長。成長装置としては、LPE、MBE、MOCVD等が考えられる。

(b) p型不純物源(ZnO)の堆積

○有機洗浄

○マグネトロンスパッタ装置に導入し、 SiO_2 を200～500Å程度堆積。

○洗浄処理等を行わず、電子ビーム蒸着装置に導入し、ZnOを蒸着。

この際膜圧は水晶振動子式膜圧測定装置の読みとり値である。

○洗浄処理等を行わず、マグネトロンスパッタ装置に速やかに試料を導入し、 SiO_2 を1000～1500Å程度堆積する。

(c) p型不純物源層のパターニング及びキャップ層の作製

○有機洗浄

○乾燥

○マークパターンのパターニング

○バッファード弗酸によるp型不純物層へのマーク穴作製

○リン酸過水によるエピタキシャル基板層へのマーク穴作製

リン酸：過酸化水素：純水

= 4 : 1 : 50

の溶液中で約3分静置。

○有機洗浄

○乾燥

○ベースパターンのパターニング

○バッファード弗酸によるp型不純物層の整形

○有機洗浄

○乾燥

○キャップ層の堆積

プラズマCVD装置を用いて試料表裏に SiO_2 を2000Å堆積する。

(d) p型不純物の拡散

○有機洗浄

○乾燥

○通常の電気炉の中に試料を導入し、p型不純物の拡散を行う。

900～1000℃において、30～240min程度、管材質 石英、管内径 100mm、99.9996%以上の N_2 (純窒素A)を3l/min以上フローの窒素雰囲気、石英ボート上にシリコン基板で表裏をキャップした試料をのせ、加熱した炉の中に石英の引き出し棒で素早く導入、及び引き出し引き出しの際は一旦炉の端部分まで移動後、炉芯管に素早く閉じ、窒素フロー下で十分冷却後取り出す。

通常は、準備基板間の個体差を補うために、同じロットの試料から分離した予備基板によって条件出しを行った後本番基板の拡散をおこなう。

(e) n型不純物(Sn)層用の窓のパターニング及びn型不純物の堆積及びパターニング

○エミッタパターンのパターニング

○バッファード弗酸によるn型不純物層用の窓のエッチング

○通常行うフォトレジストの除去を行わずに、純水リンス、窒素ブローの直後、抵抗加熱真空蒸着装置の中に導入。Snを 20~200 Å 蒸着。

蒸着量は水晶振動子式膜圧測定装置によって行う。

直後にリフトオフを行う予定なので、フォトレジストの加熱をなるべく避け、

20sec程度蒸着したら、1min30secシャッターを閉じ冷却するという工程を繰り返す。

○Snパターンのリフトオフ。

作動中の超音波洗浄器にアセトン入りピーカを設置し、その中に試料を軽くさらす。

○有機洗浄

○乾燥

○キャップ層の堆積

プラズマCVD装置を用いて試料表裏にSiO₂を2000 Å 堆積する。

(f) n型不純物の拡散

○有機洗浄

○乾燥

○通常の電気炉の中に試料を導入し、n型不純物の拡散を行う。

900~1000°C において、4~60min程度、管材質 石英、管内径 100mm、

99.9996%以上の N₂(純窒素A)を3l/min以上フローの窒素雰囲気で、

石英ボート上にシリコン基板で表裏をキャップした試料をのせ、

加熱した炉の中に石英の引き出し棒で素早く導入、及び引き出し

引き出しの際は一旦炉の端部分まで移動後、炉芯管に素早く閉じ、

窒素フロー下で十分冷却後取り出す。

通常は、準備基板間の個体差を補うために、同じロットの試料から分離した予備基板によって条件出しを行った後本番基板の拡散をおこなう。

(g) 不純物層の除去と導波路の作製

○バッファード弗酸によって不純物層の除去を行う。

トランジスタの作製のみを行う場合はこの後(h)へ進む。

○有機洗浄

○乾燥

○導波路のパターニング

○エピタキシャル基板のエッチング

ドライプロセスによるエッチングを行う。

(h) エミッタコンタクト用の、コンタクトホール、電極の作製

- 有機洗浄
- 乾燥
- マグネトロンスパッタによる層間絶縁膜の堆積
SiO₂ を 1500Å
- エミッタコンタクトホールのパターニング
- バッファード弗酸によるコンタクトホールのエッチング
- 真空蒸着装置に試料を導入し、AuGeを1000～1500Å程度蒸着する
- 有機洗浄
- 乾燥
- エミッタ電極のパターニング
- KI+I₂溶液により、AuGeをエッチングし、エミッタ電極を形成する。

$$\begin{aligned} \text{KI} &: \text{I}_2 : \text{H}_2\text{O} \\ &= 1.0\text{g} : 0.25\text{g} : 20\text{g} \end{aligned}$$

の溶液を用いる。エッチングレートは 32.6Å/sec

直後に純水でリンスを行う

- 有機洗浄
- 乾燥
- 窒素雰囲気中ベーク炉で 380℃にアニールし、電極のオーミックコンタクトをとる。

(i) ベースコンタクト用の、コンタクトホール、電極の作製

- 有機洗浄
- 乾燥
- マグネトロンスパッタによる層間絶縁膜の堆積
SiO₂ を 1500Å
- ベースコンタクトホールのパターニング
- バッファード弗酸によるコンタクトホールのエッチング
- 真空蒸着装置に試料を導入し、AuZnを1500～2000Å程度蒸着する
- 有機洗浄
- 乾燥
- ベース電極のパターニング
- KI+I₂溶液により、AuZnをエッチングし、ベース電極を形成する。

$$\begin{aligned} \text{KI} &: \text{I}_2 : \text{H}_2\text{O} \\ &= 1.0\text{g} : 0.25\text{g} : 20\text{g} \end{aligned}$$

の溶液を用いる。エッチングレートは 32.6Å/sec

直後に純水リンスを行う

- 有機洗浄

○乾燥

○窒素雰囲気中ベーク炉で 350℃にアニールし、電極のオーミックコンタクトをとる。

(j) エミッタ電極へのコンタクト窓の作製

○有機洗浄

○乾燥

○エミッタ電極へのコンタクト窓のパターニング

○バッファード弗酸により2度目の層間絶縁膜のエッチングを行い、エミッタパッドへのコンタクト窓をあける。

(k) コレクタ電極の作製

○有機洗浄

○乾燥

○抵抗加熱真空蒸着装置中に試料を導入し、試料裏面にコレクタ電極を蒸着する。

5-1-3 同時拡散法によるプロセス

ちなみに、同時拡散プロセスを用いた場合は、Fig.5-1 および Fig.5-2 における(c)～(f)の工程が、Fig.5-3 (a)～(c)の工程で置き換えられる。それぞれの説明は次のようなものである。

(a) p型不純物源と、n型不純物源のパターニング

○有機洗浄

○乾燥

○マークパターンのパターニング

○バッファード弗酸によるp型不純物層へのマーク穴作製

○リン酸過水によるエピタキシャル基板層へのマーク穴作製

リン酸：過酸化水素：純水

= 4 : 1 : 50

の溶液中で約3分静置。

○有機洗浄

○乾燥

○ベースパターンのパターニング

○バッファード弗酸によるp型不純物層の整形

○有機洗浄

○乾燥

○エミッタパターンのパターニング

○通常行うフォトレジストの除去を行わずに、純水リンス、窒素ブローの直後、抵抗加熱真空蒸着装置の中に導入。Snを 20~200 Å 蒸着。

蒸着量は水晶振動子式膜圧測定装置によって行う。

直後にリフトオフを行う予定なので、フォトレジストの加熱をなるべく避け、20sec程度蒸着したら、1min30secシャッターを閉じ冷却するという工程を繰り返す。

○Snパターンのリフトオフ。

作動中の超音波洗浄器にアセトン入りピーカを設置し、その中に試料を軽くさらす。

(b) キャップ層の堆積

○有機洗浄

○乾燥

○プラズマCVD装置を用いて試料表裏にSiO₂を2000 Å 堆積する。

(c) 不純物の同時拡散

○有機洗浄

○乾燥

○通常の電気炉の中に試料を導入し、n型不純物の拡散を行う。

900~1000℃ において、60~240min程度、管材質 石英、管内径 100mm、

99.9996%以上の N₂(純窒素A)を3l/min以上フローの窒素雰囲気で、

石英ボート上にシリコン基板で表裏をキャップした試料をのせ、

加熱した炉の中に石英の引き出し棒で素早く導入、及び引き出し

引き出しの際は一旦炉の端部分まで移動後、炉芯管に素早く閉じ、

窒素フロー下で十分冷却後取り出す。

通常は、準備基板間の個体差を補うために、同じロットの試料から分離した予備基板によって条件出しを行った後本番基板の拡散をおこなう。

5-2 GaAsを用いた拡散制御

以前にも述べたが、パターニングされた領域に対する拡散制御は試行錯誤的な側面が強い。選択拡散した基板の斜め研磨を行ない、光照射下でステインエッチした後、光学顕微鏡で観察するという手法をとった。その時の詳細は次の通りである。

研磨角	2.86°
研磨材	0.3もしくは0.05 μm径アルミナ粉末
研磨台	アクリル板
エッチング溶液	HF:H ₂ O ₂ :H ₂ O = 1 : 1 : 5
エッチング時間	数秒~10秒
照射光源	写真用ハロゲンランプ 600W

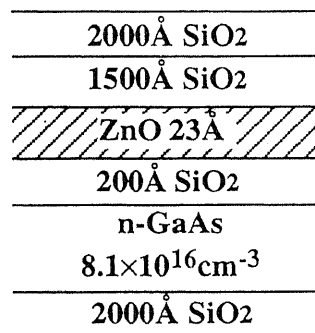
備考：表面保護膜の除去を行なうと、表面からのエッチングが進行するうえ、斜め研磨した側面のエッチング速度が相対的に低下し、エッジの観察が困難になるという傾向が見受けられたため、今回は保護膜を基本的に除去しない条件でステインエッチングを行なっている。なお、除去しない場合の不利益は、研磨面のキズが増加するという点である。

さて、GaAs基板を用いて Fig. 5-2 (g)-導波路作製以外のプロセスを通し、選択拡散時の界面制御を試行した。その際、低キャリアn-GaAs基板（キャリア密度 $8.1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ n型 ポート法成長）を用いて、二重拡散法を適用し、nnp構造を作製することに成功した例を Fig. 5-4 に示す。拡散に関する条件はまず、前節で述べたプロセスのZn拡散時において、Znの量を（膜厚計の読みで）23Å相当分蒸着し、1000℃において60min p型拡散した。さらにプロセスを進行させ、Sn拡散時において金属Snを50Å蒸着し、1000℃もしくは950℃で4～16min n型拡散をおこなった。Fig. 5-4 (a) (b)では、nnpの反転構造がきれいに染まって見える。しかし、Fig. 5-4 (c)においては拡散時間が長すぎて、エミッタ拡散がベース領域をはみだしてしまっている。また、一部にバースピークが観察でき、Zn拡散領域に関して、1～2μm程度の横方向拡散が見られる。そして、顕著なエミッタプッシュ効果は観測されていない。

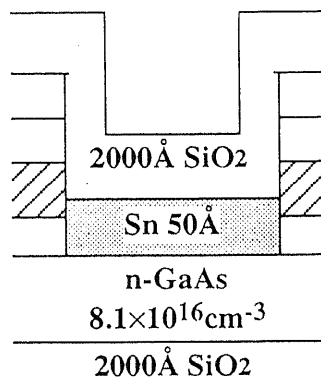
Fig. 5-4 には、接合深さの値を記入したが、これはあくまでも概算値である。斜め研磨法は、接合の相対的な位置を確認するのには向いているが、深さ方向に厳密な測定手法ではないので注意せねばならない。また、金属 Sn蒸着の前に蒸着部位をバッファード弗酸で窓開けするが、その際長時間エッチングし、ほぼ完全にGaAs表面を露出させた試料では、Sn蒸着面が荒れるという傾向が出た。バッファード弗酸洗浄条件を半端な時間にとどめるという操作は困難であったので、一旦長時間エッチングしてGaAs表面を露出させた後、マグネトロンスパッタリング装置に試料を導入し、130Å相当分のSiO₂堆積をおこない、拡散を行なった場合も同様の保護効果がみられた。

また、同時拡散法に関する検討も行なった。同時拡散法で作製した構造の素子は、pn反転が二重拡散ほど大きくないせいか、ステインエッチングで染まりにくい傾向があった。また、経験的に Zn拡散の表面濃度、拡散深さ制御と同様に、Sn 拡散濃度を低く制御することが問題になることがわかった。Snが過剰に存在した場合、p拡散フロント下部から p領域が薄くなってきて、長時間拡散を行なった場合、p領域の貫通という現象が発生する（Fig. 5-5 (c)）。この現象を防ぐためには、インターキャップの層を厚くし、SnのGaAs基板に到達するタイミングを遅らせ、同時にZnの表面濃度を低下させ、Sn拡散時間を最小限にとどめることが有効である。同時拡散法を用いてnnp構造の作製に成功した事例を Fig. 5-6 に示す。

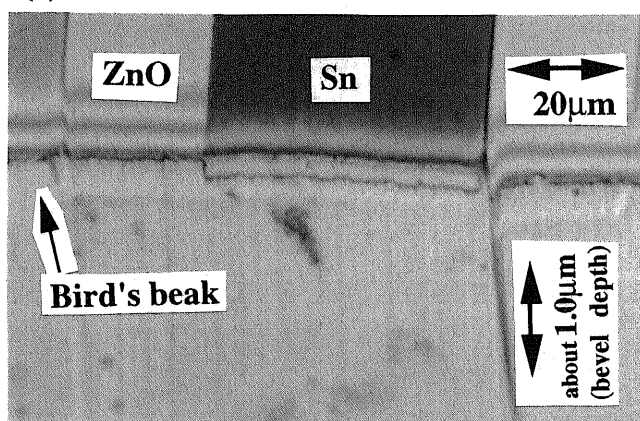
さて、nnp構造の作製可能条件を確認した後、同ロットの試料群を用いて、バイポーラトランジスタの作製を行なった。二重拡散法を用いた場合、Fig. 5-7 (a)の作製条件において Fig. 5-7 (b)のようなエミッタ接地静特性を示す素子が得られた。若干のヒステリシスがみられるが、飽和領域において $h_{FE}=40$ 程度の数値を示してい



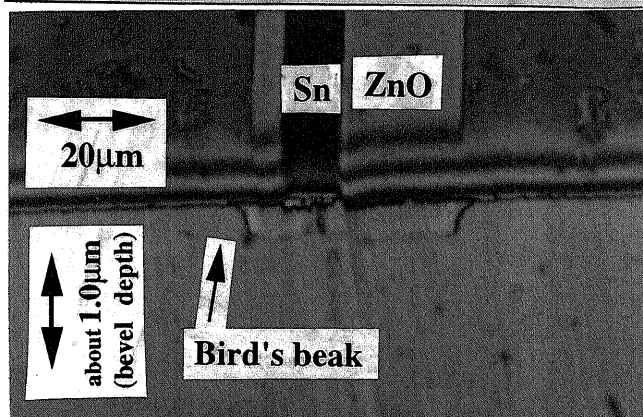
(a) Diffused at 1000°C for 60min.



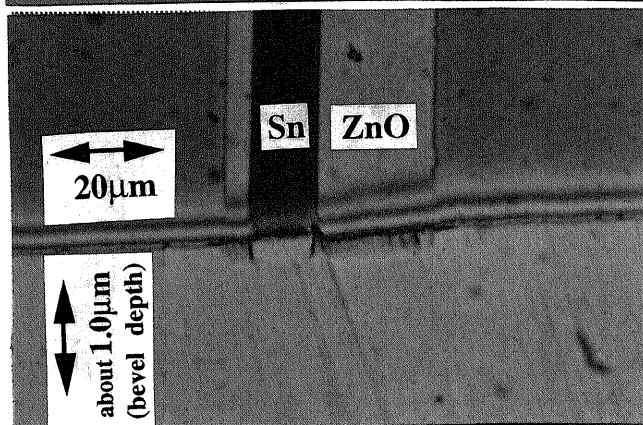
(b) Structure for Sn diffusion.



(c) Bevel through npn-structure obtained by Sn diffusion 1000°C for 4min after Zn diffusion.
p-depth 0.4μm
n-depth 0.2μm

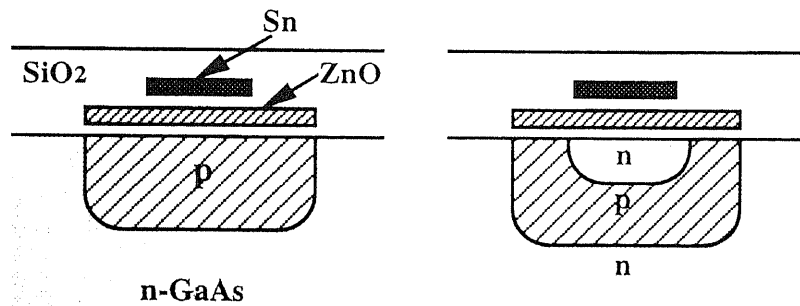


(c) Bevel through npn-structure obtained by Sn diffusion 950°C for 4min after Zn diffusion.
p-depth 0.35μm
n-depth 0.1μm

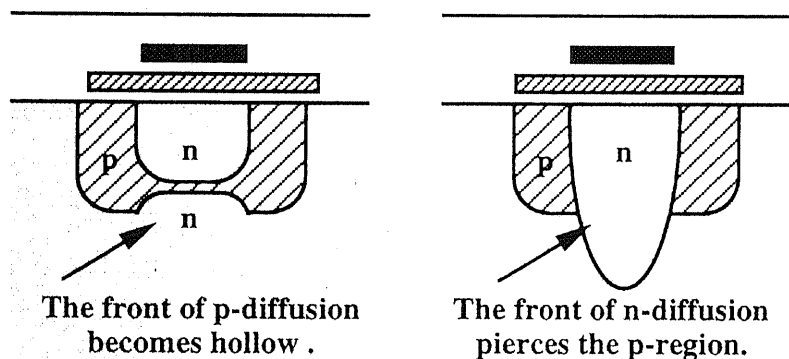


(c) Bevel through a structure obtained by Sn diffusion 950°C for 16min after Zn diffusion.
p-depth 0.25μm
n-depth too deep

Fig.5-4 Fabricated n-p-n structure with double diffusion method and diffusing conditions.

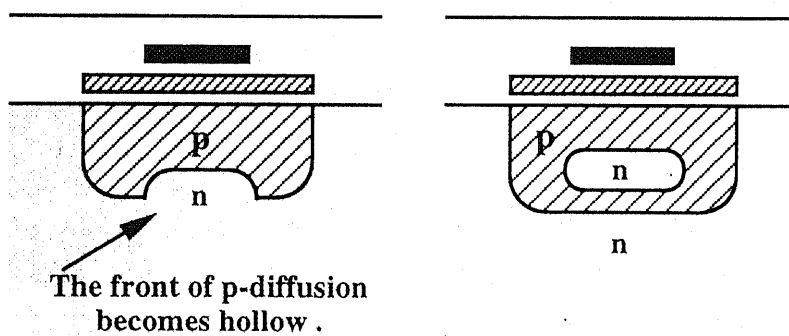


(a) Too shallow n-diffusion. (b) Desirable diffusion.



(c) Deep n-diffusion.

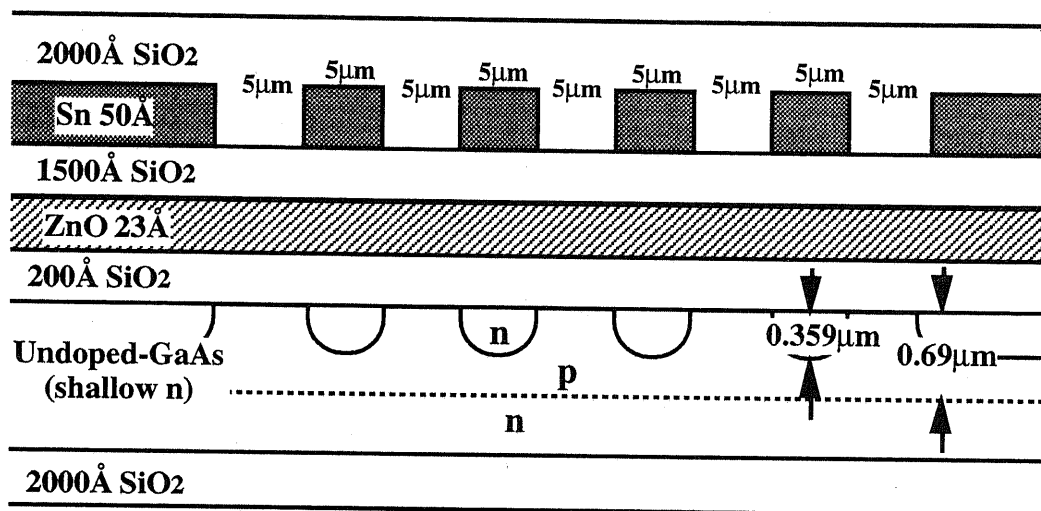
(d) Too deep n-diffusion.



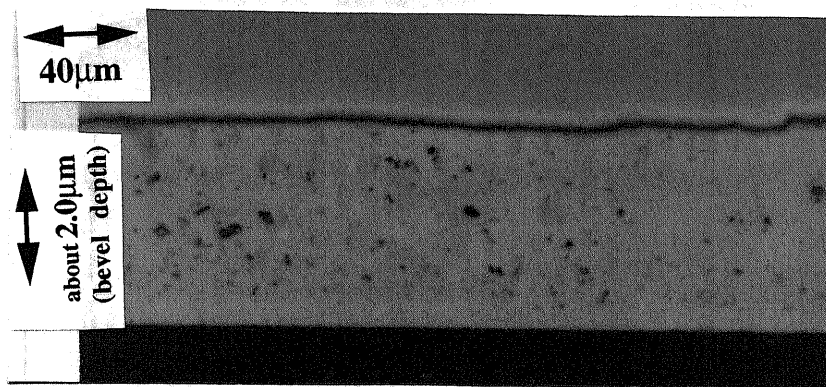
(e) Surface Zn density is too large to change type.

(f) Special case of (e), if more diffused it will change to (e) profile.

Fig.5-5 Frequent impurity profiles with the simultaneous diffusion method.



(a) A impurity structure for simultaneous diffusion and doped structure shown in the left part of (b).



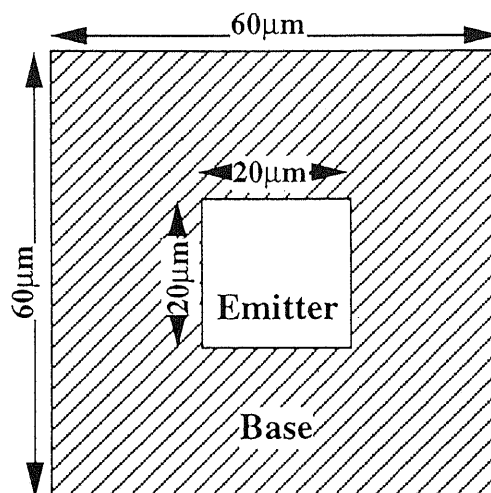
(b) Bevel through npn structure obtained by simultaneous diffusion of (a) structure at 1000°C for 120min.

Fig.5-6 Fabricated n-p-n structure with simultaneous diffusion method and diffusing conditions.

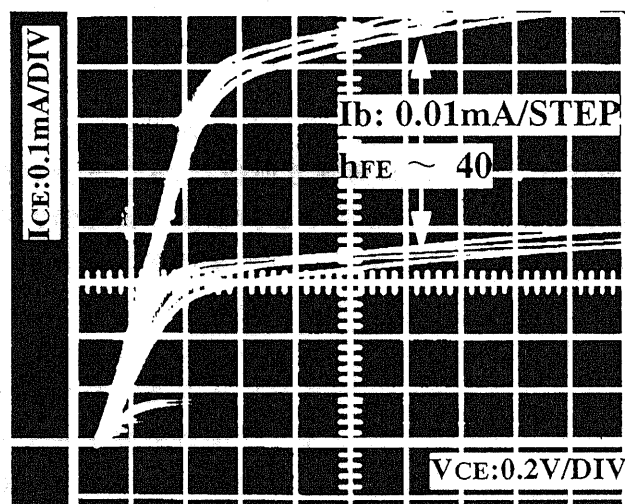
Zn was diffused at 1000°C for 60min from Fig.5-4(a) structure.

Sn was diffused at 1000°C for 3.5min from Fig.5-4(b) structure.

Device size is shown in right picture.



(a) Conditions for fabrication of GaAs bipolar transistor with double diffusion method.



(b) The common emitter characteristics of the bipolar transistor fabricated with double diffusion method of Zn and Sn.

Fig. 5-7 The characteristics of GaAs transistor fabricated with double diffusion method.

る。同時拡散法では、Fig. 5-6 (a)の構造から、1000℃でそれぞれ、45, 60, 80min同時拡散を行ない、それぞれ $h_{FE}=3.0, 25, 7.5$ を得た(Fig. 5-8)。

5-3 ヘテロエピタキシャル基板を用いた場合の拡散制御

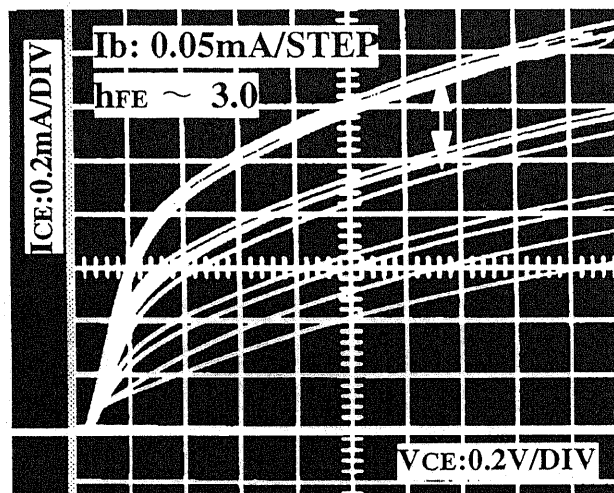
さて、ヘテロエピタキシャル基板の使用に際しては、まず成長法の選定を行なわねばならない。エピタキシャル成長法として広く用いられているものとして、液相エピタキシー(以後 LPEと称する)、分子線ビームエピタキシー(以後 MBEと称する)、有機金属気相成長法(以後 MOCVDと称する)などがある。

熱拡散による使用を考えた場合、きわめて重要な観点として、成長できる基板面積の問題がある。工業化の際にも重要な問題になるが、本研究のように、ロット間のばらつきも極力避けたい場合など、均質性の期待できる基板の大きさは大きいほどよい。この3種類の方法のなかで、もっとも大面積化に適しているのはMOCVDであろう。その次にMBEといったところであろうか。LPEは実験室レベルで広く用いられおり、レーザー作製などに実績の多い装置であるが、大面積化には適していない。

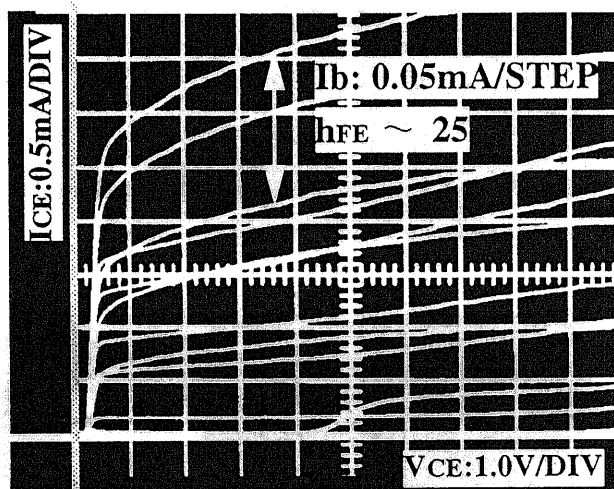
また、熱拡散を阻害するような物質の混入にも注意する必要がある。MOCVDは本質的にCの混入が避けられない。LPEのボートもCでできており、混入の問題がある。その点 MBE は高純度を期待できるが、裏面を金属Inで固定するタイプの装置もある。InはGaAs中で高速に拡散する不純物として知られており、Inの混入はぜひとも避けたい。多面的な観点から検討した結果、今回は MOCVD および LPE により成長したエピタキシャル基板に関して熱拡散の検討を行なうことにした。

実際にプロセスを流したところ、LPE成長基板は早々にして脱落してしまった。Znの拡散時において、MOCVD基板と全く同じ処理を行なったにもかかわらず、熱拡散時の表面保護膜がひびだらけに割れるという現象が発生したのである。LPE成長後に表面に存在するGaドロップレットの除去に失敗したためと考えられるが、エピタキシャル基板に関しても表面エッチングを行ない、清浄表面を得る必要性が示された。今後プロセスを行なう際には、あらかじめ表面付近にエッチストップ用の構造をもつ除去専用のエピタキシャル層を作製しておく必要があるだろう。それはともかく、今回の拡散に関する検討はすべて MOCVD基板に関するものとなった。そして、プロセスに使用する前の処理は有機洗浄のみで、表面エッチングなどは原則として行っていない。

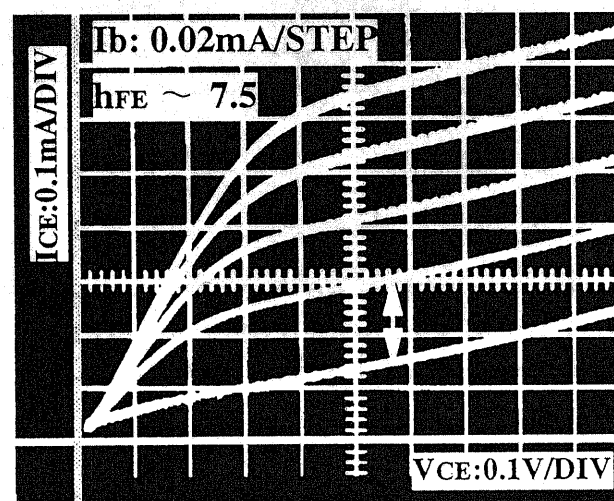
二種類のMOCVD基板に関してZn拡散、二重拡散を検討した。ヘテロ基板に対して不純物拡散を行なう場合は、Alの異常拡散が発生するという問題^[1]があるが、斜め研磨法では非不純物拡散領域と同様にヘテロ界面の染まりが観察できた(Fig. 5-9)。ヘテロエピタキシャル基板における拡散では、異組成層間の拡散定数の違い^{[2][3]}、CV測定 of 困難など、さまざまな点で理論的難度が上昇するが、斜め研磨した際の接合位置に関しては、エピタキシャル膜の層界面と比較できるため、pn接合位置の深さ測定の確度は高くなっている。Fig. 5-9 からわかるように、ヘテロ基板の構造が異なれば、ドープロファイルも変わるため、熱拡散時の条件は再調整が必要になる。Fig. 5-10 に、二重拡散の成功例を示す。Fig. 5-10 (b)の例では、ヘテロ界



(a) The sample diffused from Fig.5-6(a) structure at 1000°C for 45min.

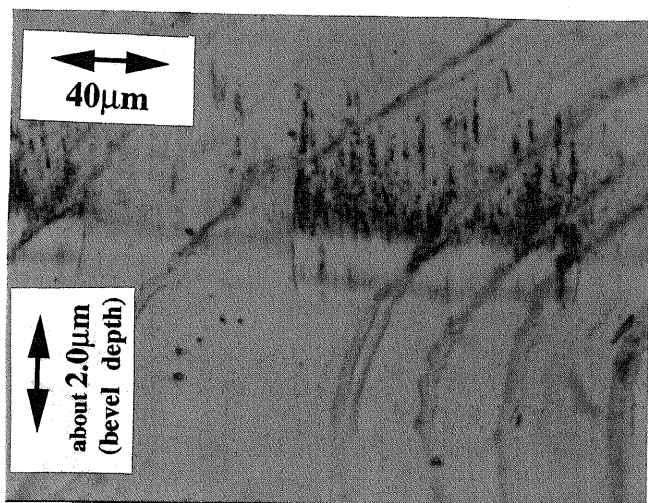


(b) The sample diffused from the Fig.5-6(a) structure at 1000°C for 60min.



(c) The sample diffused from the Fig.5-6(a) structure at 1000°C for 80min.

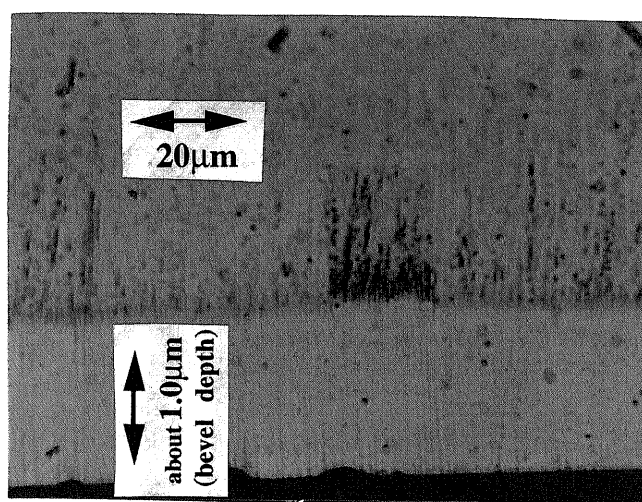
Fig. 5-8 The characteristics of GaAs transistors fabricated with simultaneous diffusion, which device size is identical with Fig.5-7(a).



Type-A

0.20μm GaAs
0.20μm Al _{0.4} Ga _{0.6} As
0.3μm GaAs
2.0μm n ⁺ Al _{0.2} Ga _{0.8} As
Substrate n ⁺ GaAs

(a) Bevel through a structure of the type-A substrate diffused Zn at 1000°C for 120min from Fig.5-4(a) structure.

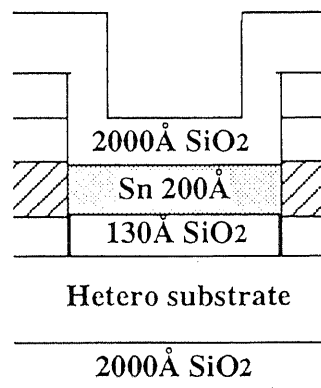
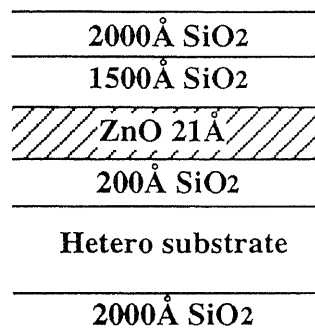


Type-B

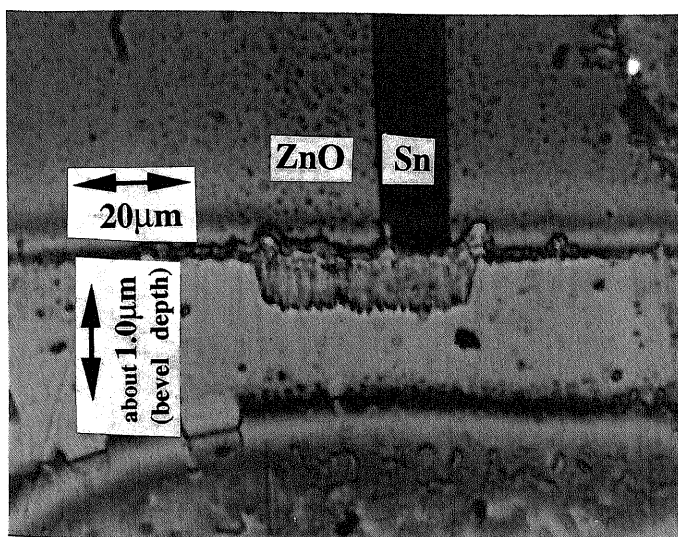
0.05μm GaAs
0.25μm Al _{0.2} Ga _{0.8} As
0.3μm GaAs
2.0μm n Al _{0.1} Ga _{0.9} As
Substrate n ⁺ GaAs

(b) Bevel through a structure of the type-B substrate diffused Zn at 1000°C for 120min from Fig.5-4(a) structure.

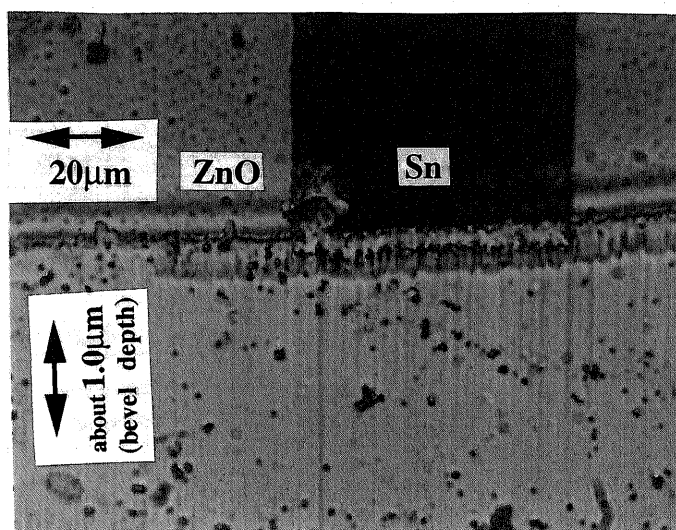
Fig.5-9 Zn diffusion depth to hetero substrate made with MOCVD.



(a) Diffused at 1000°C for 120min. (b) Structure for Sn diffusion.



(c) Bevel through hetero-structure obtained by Sn diffusion at 1000°C for 8min after Zn diffusion.
p-depth 0.5μm
Substrate: Fig.5-9 type-B



(c) Bevel through hetero-npn-structure obtained by Sn diffusion at 1000°C for 16min after Zn diffusion.
p-depth 0.52μm
n-depth 0.28μm
Substrate: Fig.5-9 type-B

Fig.5-10 Fabricated hetero-n-p-n structure with double diffusion method and diffusing conditions.

面とエミッターベース界面の距離が $0.03 \sim 0.04 \mu\text{m}$ と、3章で与えられた限界値程度の数値となっている。

さて、nnp構造の作製可能条件を確認した後、同ロットの試料群を用いて、HBTの作製を行なった。二重拡散法を用いた場合、Fig. 5-11 (a)の作製条件において

Fig. 5-11 (b)のようなエミッタ接地静特性を示す素子が得られた。若干のヒステリシスがみられるが、活性領域において $h_{FE} = 2.4$ 程度の数値を示している。

しかし、基板表面の荒れ、ピットなどの問題が発生し、光スイッチまではいかなかった。ピットの問題は、基板に起因する部分が多く、より高品質なエピタキシャル基板を使用することで直接的な低減をはかることができるが、特筆すべきは基板表面の荒れである。この荒れた部分には表面を保護する効果があり、ドライエッチングに対する耐性を示した。Fig. 5-12における干渉顕微鏡像において、導波路部分における干渉線のずれが認められない。不純物ドーピング構造部分およびその付近においては、干渉線のずれが生じており、通常のレートでのドライエッチングがおこなわれたことを示している。差異としては、アニール時の保護膜の厚さの他に、基板表面に直接接触していた保護膜の作製法が異なっていたという事があげられる。表面保護膜は、スパッタ膜の部位にできにくく、PCVD膜の部位によくできる。PCVDは装置自身の履歴効果がでる事があり、同一作製条件内では非常に均質な特性を示すが、時として異常な特性の膜が堆積されることがあり、原因の一因であると考えられる。直接的な解決法としては、基板表面に直接PCVD膜を堆積せず、一度マグネトロンスパッタ装置で 1000 \AA 程度 SiO_2 膜を堆積するという方法が考えられる。スパッタ膜のみでは表面保護効果に不安があるので、PCVDによる堆積をその後 2000 \AA 分程度行なえばよいだろう。

5-4 まとめ

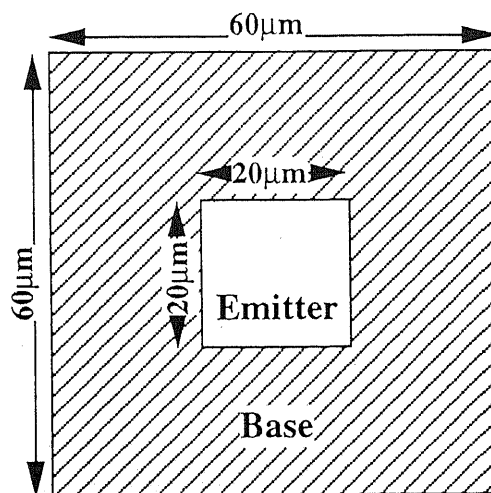
本章では、実際の素子作製を試行するとともに、プロセスに伴って発生する問題点を確認した。低ドーピング n-GaAs 基板を用い、 $h_{FE} \sim 40$ のバイポーラトランジスタの作製に成功し、同時拡散法においてもトランジスタ作製に成功した。また、MOCVD法によるヘテロエピタキシャル基板を用いて、二重拡散を適用し、ヘテロ界面とエミッターベース界面の整合をとることに成功した。

AlAs 組成を制限したためか、ヘテロ基板内部において GaAs に対する拡散と大きく異なるような現象はみられなかった^{[2][6]-[13]}。しかし、表面に関してはより荒れやすいという傾向があった。本章では、表面保護膜として、スパッタ SiO_2 膜+PCVD SiO_2 膜の組合せを提案したが、エピタキシャル成長に関しても、表面保護膜と相性のよいような最適化を行なう必要があるだろう。また、今回は試行できなかったが、表面のアクセプタ高濃度領域を選択エッチングし、その後、 Sn を拡散するという手法も考えられる。この場合は適当な深さでエッチストップするように、やはりエピタキシャル基板の構造を工夫する必要がある。

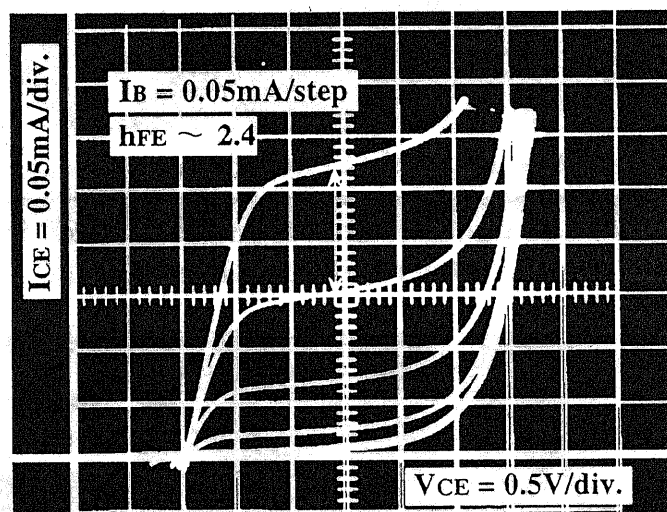
Zn was diffused at 1000°C for 120min from Fig.5-10(a) structure.

Sn was diffused at 1000°C for 18min from Fig.5-10(b) structure.

Device size is shown in right picture.



(a) Conditions for fabrication of GaAs bipolar transistor with double diffusion method.

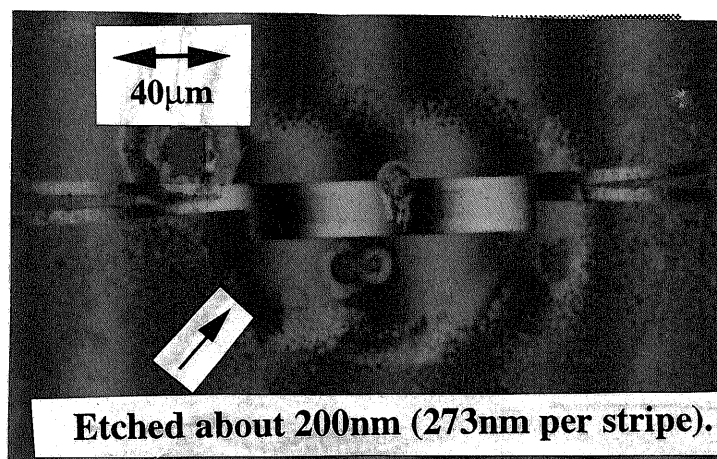


(b) The common emitter characteristics of the hetero-bipolar transistor fabricated with double diffusion method of Zn and Sn.

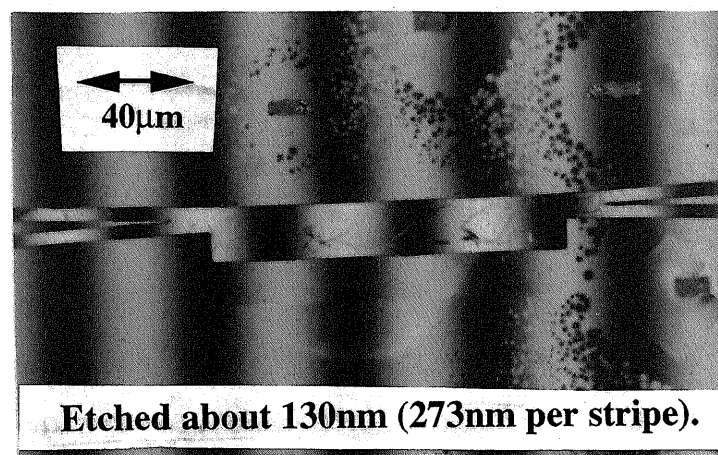
Fig. 5-11 The characteristics of GaAs/ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ double hetero bipolar transistor fabricated with double diffusion method.

Machine: ECR plasma etcher
Power: 70W
Coil current: 54.0A
RF bias: 5.0W
Self bias: -20V
Current density: 1mA/cm²
Cl₂ flow: 4sccm
Pressure: 1.0×10^{-4} Torr
Etching time: 2min

(a) Etching condition.



(b) Etched surface which is almost rough and partly flat around impurity structure.



(c) Etched surface which is almost flat .

Fig.5-11 The surface of hetero structures diffused impurity and etched waveguides, observed with interference microscope.

References

- [1] T.K.Tang, J.J.Alwan, C.M.Herzinger, T.M.Cockerill, A.Crook, T.A.De Temple J.J.Coleman and J.E.Baker, "Iso-electronic impurity-induced disordering: $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ -GaAs/In", Appl. Phys. Lett., vol.59, p.2880, 1991.
- [2] C.P.Lee, S.Margalit and A.Yariv, "Dependence of Zn diffusion on the Al content in $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$ ", Solid State Electron., vol.21, pp.905, 1978.
- [3] S.K.Ageno and R.J.Roedel, "Diffusion of zinc into $\text{Ga}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}$ ", Appl. Phys. Lett., vol.47, p.1193, 1985.
- [4] W.von Munch, "Gallium arsenide planar technology", IBM J., p.438, 1966.
- [5] T.S.Kalkur, M.K.Moravvej-Farshi and A.G.Nassibian, "Thermal diffusion of tin in GaAs from tin-silica film with RF sputtered SiO_2 cap", J.Phys.D:Plp.Phys., vol.17, L.115, 1984.
- [6] C.F.Gibbon and D.R.Ketchow, "Diffusion of tin into GaAs from doped SiO_2 film sources", J.Electrochem. Soc., vol.118, p.975, 1971.
- [7] M.Kuzuhara, T.Nozaki and T.Kamejima, "Characterization of Ga out-diffusion from GaAs into SiO_xN_y films during thermal annealing", J.Appl.Phys., vol.66, p.5833, 1989.
- [8] G.Rajeswaran, K.B.Kahen, and D.J.Lawrence, "Studies of zinc diffusion in gallium arsenide by rapid thermal processing", J.Appl. Phys., vol.69, p.1359, 1991.
- [9] K.K.Shih, J.W.Allen and G.L.Pearson, "Diffusion of zinc in gallium arsenide under excess arsenic pressure", J.Phys. Chem. Solids, vol.29, pp.379, 1968.
- [10] H.C.Casey, Jr. and M.B.Panish, "Reproducible diffusion of zinc into GaAs: Application of the ternary phase diagram and the diffusion and solubility analyses", Transactions of the metallurgical society of aime, vol.242, p.406, 1968.
- [11] K.K.Shih, "High surface concentration Zn diffusion in GaAs", J.Electrochem. Soc., vol.123, p.1737, 1976.
- [12] L.R.Weiserg and J.Blanc, "Diffusion with interstitial-substitutional equilibrium. Zinc in GaAs", Phys. Rev., vol.131, p.1548, 1963.
- [13] E.Omura and G.A.Vawter, "Selective Zn diffusion in n-GaAs with a sputtered Si mask at 650°C ", Electron.Lett., vol.22, p.23, 1986.

第6章 総括

光集積回路はその有用性が明かであるにもかかわらず、プロセス上の困難さと、素子サイズの大きさによって高密度集積化をはばまれている。現在は、かなり複雑な形状の光集積回路も作製しうようになっている。しかしながら、そのような素子の作製には多数回のエピタキシャル成長を必要とし、歩留まりがよくない。各エピタキシャル成長法の条件をつきつめるのも一案だが、積極的に熱拡散法などの別プロセスを複合して、成長回数を減らすことが、実用光集積回路への本道であろうと思考する。さて、本論文では光集積回路のもう一つの問題である、スイッチング素子サイズの縮小のために、キャリア注入型素子を取りあげ、その低速性の改善手法として、バイポーラトランジスタ構造の組み込みを提案した。さらに、その構造を熱拡散法によってつくり込むというプロセスに関して検討を行なった。

2章では、キャリア注入にともなう屈折率変化の大きさを推定し、その数値にもとづく光スイッチング素子の具体的な設計を行なった。キャリア注入による屈折率変化は、波長 $0.89\mu\text{m}$ において、動作を数値解析したところ、エミッタ注入電流 200mA で消光比 10dB 程度のスイッチングが理論的に可能である。この素子部分の長さは $100\mu\text{m}$ であり、集積化のための目標値以内であった。

3章では、熱拡散法において HBT を作製する際の構造、特性上の問題点について検討をおこなった。エミッタに pn 双方の不純物が存在するため、エミッタにおけるキャリア種類／濃度は数値計算によって得る必要がある。エミッターベース界面の安定性のため、エミッタの AlAs 組成比は 0.2 以下が望ましいことがわかった。さらに、傾斜ドーピング構造、熱拡散による界面ずれの影響による影響を計算し、ベース走行時間などを評価した。2章で解析した素子に関して、動作時間の理論計算を行なったところ、カットオフ周波数 $f_T=8.36\text{GHz}$ を得た。

4章では、各種不純物による一次元拡散拡散を GaAs 基板に対して適用し、実際に用いるべき不純物種と拡散手法を決定した。必要なプロファイルが得られるのは、微量に蒸着した ZnO からの総量規制された p 拡散と、薄い GaAs 表面保護 SiO_2 層を通した金属 Sn からの n 拡散の組合せであり、表面 Zn 濃度を 10^{18}cm^{-3} 程度に減らしつつ、 10^{19}cm^{-3} を超える高濃度の Sn 拡散が可能であることが実験的に示された。

5章では、実際に用いるプロセスを使用しつつ、選択拡散にともなう問題点などを評価した。低ドーピング n-GaAs を使用し、 $h_{FE}\sim 40$ の素子を作製することに成功した。ヘテロ基板を用いた二重拡散では、3章で評価した限界値以内にエミッターベース界面を制御することに成功した。しかし、表面のピット、表面荒れの問題などが発生し、光スイッチの作製には至らなかった。

熱拡散プロセスによる HBT 型光スイッチの作製は非常に魅力的である。しかし、まだまだ検討すべき問題は多い。表面あれの少ないヘテロエピタキシャル基板の成長法、表面保護膜の成長法などもそうである。また、本論文では不活性ガス雰囲気による開管法拡散を使用したのが、 AsCl_3 などを混入した砒素抜け補償を行なうということも、トランジスタ特性の改善には有効であろうし、エピタキシャル構造の改善余地も残されている。本論文が後続の研究者の参考になれば幸いである。

謝辞

本論文を書くにあたり、多大なるご指導をいただいた先生方、多田邦雄教授、小宮山宏教授、中野義昭助教授、霜垣幸浩講師に感謝いたします。そして、村井徹助手、岸真人助手、日大理工学部電子工学科の高橋芳浩助手からいただきました助言に厚く御礼申しあげます。

また、本研究を遂行する上でさまざまな方から、必要にして不可欠な協力をいただきました。プロセス上における数々の重要なアドバイスを下さった、ニコン中研岡本和也様。エピタキシャル基板を供給していただきました、横河電気株式会社技術開発部門デバイス研究所光素子グループ 細松春夫様、平田隆昭様。フォトマスク作製の労をおかけいたしました、NEC LSI事業本部 LSI製造本部マスク部 外岡要治様、低ドーピング n -GaAsを供給していただきました日立電線株式会社日高工場半導体部様。皆々様の援助がどれほど大きかったかは、とても書き尽くせませんが、非常に感謝しておりますことを述べさせていただきます。

関連研究室に在籍していらっしゃる学生の方からも、数々の御協力をいただきました。小宮山研究室の高見誠一氏、斎藤文靖氏の御両名には測定に御助力いただきました。同じく、杉山正和氏には導波路を切っていただきました。多田研究室、中野研究室の山口武治氏、須藤剣氏、須藤信也氏、江口匡史氏には、個々のプロセス進行のために多くの時間を割いていただきました。また、前任の瓜生誠司氏の研究はたいへん参考になりました。河東田研究室のみなさんには研究以外でもお世話になりました。特に、同期の杉浦政幸氏、D2の濱田基嗣氏の存在は研究の励みになっただけでなく、その人間性からも多大なる影響を受けました。みなさま本当にありがとうございました。

最後に両親に感謝の言葉を述べさせていただきます。もちろん普通の意味でもありがたく思っていますが、他の何より研究の役にたったのが頑健な肉体でしたので、特に御礼申しあげます。

発表リスト

- (1) 霜垣, 西川, 瓜生, 高島, 中野, 多田, 豊田研究報告, No. 47, 1994年5月

国内研究会

- (1) 瓜生, 西川, 霜垣, 中野, 多田, 92年度第53回秋季応用物理学会学術講演会, 16aZD
(2) 西川, 霜垣, 中野, 多田, 93年度秋季第54応用物理学会学術講演会, 28pZM
(3) 西川, 霜垣, 中野, 多田, 94年度春季第41回応用物理学関係連合講演会, 30pV