

TR-O-0087

39

MBE法によるドーパントSiのみを用いたGaAs(111)  
A面上GaAs, AlGaAs/GaAs LED構造の成長

藤田 和久

1995.12.27

ATR光電波通信研究所

MBE法によるドーパントSiのみを用いたGaAs(111)  
A面上GaAs, AlGaAs/GaAs LED構造の成長

ATR光電波通信研究所  
通信デバイス研究室

藤田 和久

## 概要

GaAs高指数A面(特にGaAs (n11)A ( $n \leq 3$ )面)は、(100)面上GaAsのMBE成長においてn型ドーパントであるシリコン(Si)が両性不純物として働くという特徴を持っている。

本報告では、SiドーパントGaAs層、AlGaAs層について、伝導型の成長条件(Ga/As分子線強度比)および基板の傾斜角度依存性について述べるとともに、p型ドーパントとしてのSiがBeと比較して熱的に安定であることを示す。さらに、これらの特徴を活かして成長条件を制御することにより、ドーパントSiのみを用いて成長した(111)A面上のGaAs p-n接合および(111)A, (211)A面上のAlGaAs/GaAsダブルヘテロ(DH)構造LEDについて述べる。ドーパントSiのみで作製したLEDは通常のものに比べて特性も良好で発光強度も大きく、さらに構造を最適化することで、AlGaAs/GaAs DHレーザー作製も可能であることを示している。

# 目 次

第1章 緒言	1
1-1. 背景	1
1-2. GaAs高指数面	1
1-3. GaAs(111)A面	2
1-4. 本報告の構成	2
第2章 Siのドーピング特性	4
2-1. 実験方法	4
2-2. GaAs膜	4
2-3. AlGaAs膜	7
2-4. まとめ	10
第3章 GaAs(111)A面上GaAs p-n接合LED	11
3-1. 実験方法	11
3-2. P-N構造	11
3-3. 発光特性	14
3-4. まとめ	21
第4章 AlGaAs/GaAsダブルヘテロ構造LED	22
4-1. 実験方法	22
4-2. GaAs(111)A面上	22
4-3. GaAs(211)A面上	25
4-4. まとめ	30
第5章 結言	31
謝辞	32
文献	33

## 第1章 緒言

### 1-1. 背景

将来の高度情報社会においては、情報の伝達が宇宙から各家庭、個人にいたるまで広範囲にそして高密度になるため、超高速・大容量の伝送技術が必要となる。そこで、これらの要求を満足するような低消費電力・高出力・高速の高機能発光デバイスや電子デバイスの出現が望まれている。

現在、半導体基板と言えればほとんどの人がシリコン (Si) 基板を連想するほどSiは他の半導体材料の追随をまったく許さない領域に達している。ところが一方では、Siでは発光デバイスが作製できないことから半導体レーザー等の分野においては、これに代わるものとして化合物半導体、特にガリウムヒ素 (GaAs) が使われている。GaAsは、光デバイスだけでなく、Siより移動度が大きいことから高速デバイスとしても非常に注目されている材料である。さらに、GaAs ICを構成した場合の消費電力がSiに比べて、かなり低いだけでなく、動作温度範囲が $-200^{\circ}\text{C} \sim +200^{\circ}\text{C}$ と広く、耐放射性もあることから宇宙、高速コンピュータ等の分野での期待も大きい。

これまで、デバイス作製のGaAs基板として主に面方位(100)のものが用いられ、種々のデバイスが実用化されてきた。そして、さらに高機能デバイスの実現を目指して量子構造を有する量子井戸レーザーや励起子の量子閉じ込めシュタルク効果を利用した光変調器などが実用化されている。最近では微細構造作製技術の発展にともない、量子細線、量子ドット等の量子ナノ構造のデバイス応用の研究も盛んになっている。量子ドット構造においてはエネルギー準位が完全に離散化されるためデルタ関数状になり、レーザーに応用した場合にしきい値電流の温度依存性の著しい改善が期待できる。

こういった状況の中で、当研究所では微細構造作製技術に頼るのではなく、GaAs高指数面が持っている材料としての可能性に注目し、これらの特性を利用することにより、高機能デバイスの実現に向けて研究を行ってきた。一般に、(100), (110)面以外の結晶面方位は高指数面と呼ばれており、各結晶面は異なる原子配列、電子状態を有するために、その物性までもが大きく変化する。高指数面を用いた研究の利点は、材料が持っている特性を積極的に利用することにより、複雑な作製技術を用いることなく、新しい高機能なデバイスを作製することにある。

本報告においては、この中でも高指数面上でドーパントSiが両性不純物として働くという特徴を活かして、ドーパントSiのみで成長したGaAs p-n接合およびAlGaAs/GaAsダブル接合 (DH) 構造LEDについて紹介する。

### 1-2. GaAs 高指数面

GaAs高指数面の特徴の主なものを以下に示す。

(1) 歪超格子を成長させた場合にピエゾ効果を発生する。  
このピエゾ効果による内部電界を利用することで、低電圧で駆動する非線形素子への応用が考えられる[1]。

(2) 価電子帯の状態密度が増加し、発光効率が上がる。  
早川ら[2]は、GaAs(111)B面上にAlGaAs/GaAs単一量子井戸レーザーを作製し、低しきい

値、高効率での発振を報告している。さらに、高指数面上のレーザーは材料の特性からある方向に発振の利得を持つので、(100)面上では特別な加工が必要であった偏波制御が(311)A面といった高指数面を用いることで容易に偏波制御が可能になるという特徴がある。

また、高指数面の中でもGa安定化面をA面、As安定化面をB面と呼んでおり、A面にはB面には見られない以下の特徴がある。

(3) (100)面およびB面ではn型ドーパントであるSiが両性不純物として働く(GaAs (n11)A ( $n \leq 3$ ) 面において) [3-8]。

この中で高指数面の特徴が最も顕著に現われるのが(111)A面であるが、(100)面で蓄積された従来技術がそのまま適用できないという問題があった。そこで、当所では(111)A面を実際に用いるために、良好な表面モホロジー(鏡面)を得るための結晶成長法を含め、これまで不明であった基礎物性について検討を行ってきた。

### 1-3. GaAs(111)A面

GaAs(111)A面の基礎物性として、以下のことを明らかにした。

(1) 良好な表面モホロジーをもつGaAs層を得るための表面処理液として、アルカリ系のエッチング液が有効である[9]。

(2) p型不純物としてSiを $6 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ まで高濃度にドーピングでき、しかも熱的に安定である。

(3) SiドーピングGaAs層の伝導型は分子線エピタキシー(MBE)法を用いて成長する時の成長条件、特にAs/Ga分子線強度比および基板の傾斜角度に依存する[10,11]。

(3)の依存性を利用し、ドーパントSiのみを用いて成長条件を制御することで、p-n接合が作製出来る。さらに、(100)面上ではn型ドーパントであるSiが(111)A面上ではp型ドーパントとして働くことを利用すると、斜面に(100)面を持つような段差基板加工を行なうことにより、図1-1に示すように、一回のSiドーピングGaAs層の成長で横方向のp-n接合が作製出来る[12,13]。また、この時GaAs(111)A面は結晶が3回対称性を持つことから、図1-2に示すように、三角形の横方向p-n-p接合による電流閉じ込め構造が形成される[12]。この構造を利用するデバイスは素子分離のプロセスが不要になるため、デバイスをアレー化する場合に有効になると考えられる。また、この横方向のp-n接合を用いてデバイスを作製することにより、従来膜厚方向に作製していたデバイスを平面的に作り込むことができ、集積化し易くなるという利点がある。

### 1-4. 本報告の構成

まず、第2章において高指数A面上にMBE成長したSiドーピングGaAs層、AlGaAs層についてその伝導型の成長条件(As/Ga分子線強度比)および基板の傾斜角度依存性について述べる。さらに、第3章において、この技術を利用してドーパントSiのみを用いて成長した(111)A面上GaAs p-n接合発光ダイオード(LED)について、また、第4章において、(111)A面上および(211)A面上に作製したAlGaAs/GaAsダブルヘテロ(DH)構造LEDについて述べる。そして、第5章において、まとめを行なう。なお、本文中に使用した略称の正式名称については最後にまとめて示してある。

Siドーピングでp型伝導(アクセプター)

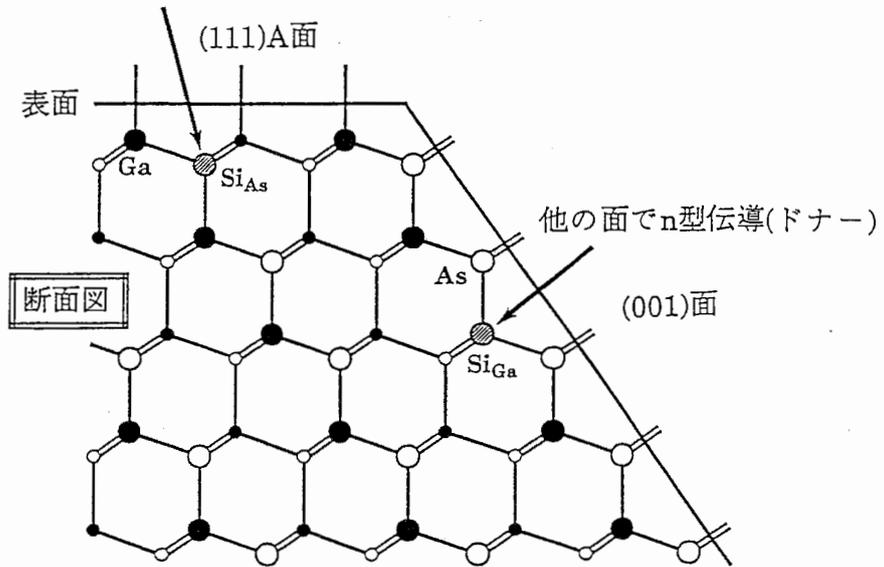


図1-1. GaAs(111)A段差基板上SiドーピングGaAs層断面模式図

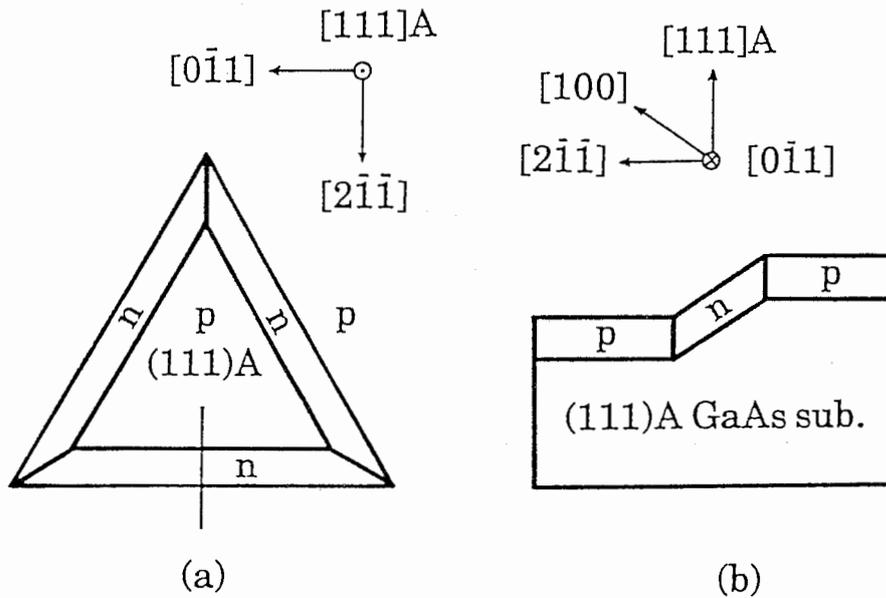


図1-2. GaAs(111)A段差基板上の横方向p-n-p構造 [12]

## 第2章 Siのドーピング特性

シリコン (Si) は (100)面およびB面上のMBE成長において n 型ドーパントとして広く用いられている。ところが、GaAs (n11)A ( $n \leq 3$ ) 面上においてはSiは両性不純物として働く[3-8]。さらに、GaAs(311)A面上においてSiドーパGaAs層の伝導型はMBE成長条件に依存するという報告がある[7]。Liら [14]は、これを利用しドーパントSiのみを用いて成長条件を制御することで(311)A基板上にヘテロバイポーラトランジスタ(HBT)を作製している。当研究室においてもGaAs(111)A基板上に成長したSiドーパGaAs層の伝導型がMBE成長条件すなわちAs/Ga分子線強度比(フラックス比)や基板の傾斜角度に依存することを報告してきた[10,11]。本章では、これまで明らかにしてきたSiドーパGaAs層のこのような依存性について紹介した後、さらに、今回明らかにしたSiドーパAlGaAs層の同様の特性についても報告する。

### 2-1. 実験方法

サンプルとしては、ノンドーパGaAs(111)A傾斜基板 ([100]方向 0~29.5度オフ)を使用した。基板処理条件を表2-1に示す。有機洗浄後、硫酸で表面を酸化し、アンモニア系エッチング液によりその酸化膜を取り除いた後、ただちにMBE装置の試料室に導入した。さらに、表2-2に示すようにAs雰囲気中で700°C, 10分間のサーマルクリーニングを行なった後、200 nmのノンドーパ層を成長し、引き続いて1  $\mu\text{m}$ のSiドーパGaAs層あるいはAlGaAs層を540°Cで成長した。この時、フラックス ( $V/\text{III}: J_{\text{As}_4}/(J_{\text{Ga}} + J_{\text{Al}})$ ) 比がSiドーパ層の伝導型に与える影響を調べるため、比を2から7へと変化させた。

フラックス ( $J_i$ ) はフラックスモニターの圧力値から次式で計算した[15]。

$$J_i \propto P/n_i \times (T_i/M_i)^{1/2} \quad (i = \text{Ga}, \text{Al}, \text{As}_4)$$

ここで、 $P$  はフラックスモニターの圧力値、 $n$  はイオン化率、 $T$  はセル温度、そして  $M$  は分子量を示す。イオン化率 ( $n$ ) は原子あるいは分子の電子数  $Z$  から、次式で計算した[16]。

$$n_i/n_{\text{N}_2} = 0.6 \times Z_i/14 + 0.4$$

成長層の表面モロロジーはノマルスキー顕微鏡、走査型電子顕微鏡 (SEM) により、その結晶性はカソードルミネッセンス (CL) スペクトルにより評価した。また、SiドーパしたGaAs層およびAlGaAs層の伝導型およびキャリア濃度はホール測定により評価した。

### 2-2. GaAs膜

SiドーパGaAs層の伝導型は成長条件、特にAs/Ga分子線強度比すなわちフラックス比に依存する。図2-1はSiドーパGaAs層の伝導型の成長条件依存性を示したもので、分子線強度比すなわちフラックス比が大きくなるのに従い、p型からn型に変化する傾向を示す。また、基板の傾斜角度の増加とともに、このp型の領域は狭くなり(311)Aではn型になり易い傾向を示す。

(111)A面と(100)面でのSiドーピング特性の差は、その表面の原子配列、すなわち(111)A面でのGaの単結合手と(100)面でのAsの2重結合手の差によるものと考えられる

表 2-1. 基板処理条件

サンプル

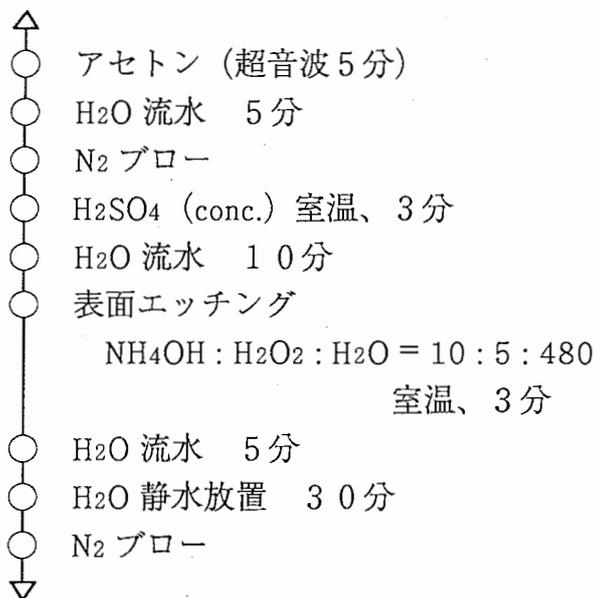


表 2-2. 実験条件

1. MBE 成長条件

(1) 基板

ノド・ブ GaAs(111)A ~ GaAs(311)A

(2) 基板処理; 表 2-1 による

(3) サーマルクリーニング (MBE装置内)

700°C, 10 分, As 圧;  $2 \times 10^{-3}$  Pa

(4) MBE 成長; V/III = 2 ~ 7, 540°C

a. i-GaAs, i-Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As 成長

200 nm

b. n-GaAs, n-Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As 成長

1 μm, Si キャリア濃度;  $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$

2. 評価

(1) 表面モホロジー

ノマルスキー顕微鏡、走査型電子顕微鏡 (SEM)

(2) キャリア濃度、伝導型

ホール測定 室温

(3) 発光スペクトル

カソードルミネッセンス (CL)

加速電圧: 12 kV, プローブ電流:  $10^{-7}$  A

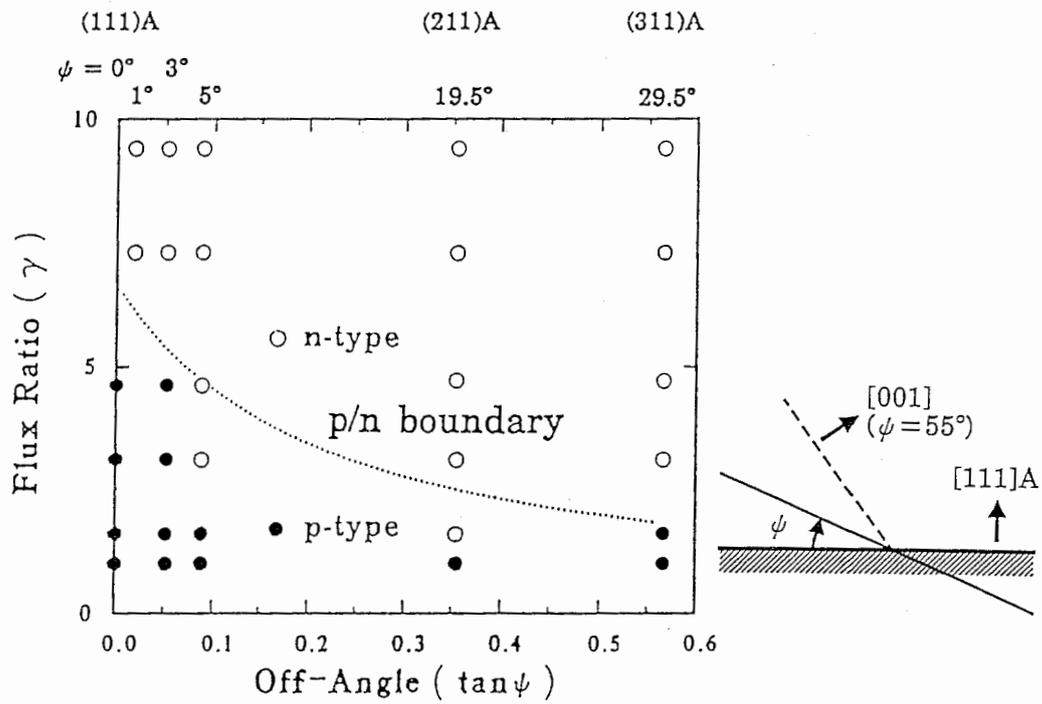


図 2-1. SiドープGaAs層伝導型のフラックス比および基板オフ角度依存性 [11]

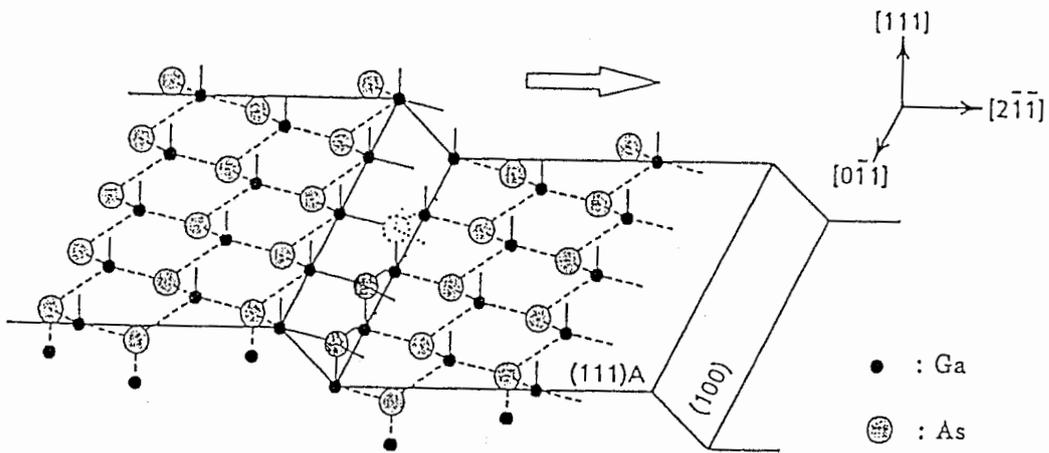


図 2-2. GaAs(111)A 傾斜基板表面のモデル [10]

[5]。(111)A面でのGaの単結合手に与る価電子密度が極めて低いので、(111)A面上でAs<sub>4</sub>分子が分解して付着する係数がかなり小さい。そのため、SiはAs<sub>4</sub>と競合しながらGa面上に堆積していき、SiはAs位置に入ってアクセプターとなる。高As圧や低成長温度の下では、表面As被覆率が高まるので、SiはGa位置にも入るようになる。これが、定性的な伝導型のフラックス比、成長温度依存性の説明である。一方、基板傾斜角度の効果は図2-2に示すように、(100)ステップが(111)Aテラスに対しオフ角度で決まる平均的なピッチで発生することと関係がある[10]。(100)ステップではAs<sub>4</sub>の付着率が高く、また、このステップから横方向ステップフローモードの成長が(111)Aテラス上の2次元島状成長と競合しながら発生するのでSiはGa位置に入り易くなる。基板傾斜によりn型になるのはこのためである。図2-2のモデルの下で、(100)ステップと(111)AテラスそれぞれのSi置換位置密度、SiのGa表面、As表面への付着係数、GaとAsの表面被覆率を定義して、フラックス比と傾斜角の関数としてSiドナー濃度とSiアクセプター濃度を計算し、n型とp型の境界を見積ったのが、図2-1に点線で示す境界であり、実験データを定性的にはあるが、良く説明している[11]。

### 2-3. AlGaAs膜

成長したAlGaAs層の表面モホロジーは用いた(111)Aオフ基板のオフ角度に強く影響され、角度5度以上の時に鏡面のものが得られている。この傾向はGaAs層の成長の場合と同じである。図2-3はフラックス比2で成長したAlGaAs層の表面モホロジーを示している。モホロジーはオフ角度が3度から5度に大きくなるに従って著しく改善されていることが分かる。同様の表面モホロジーのオフ角度依存性はフラックス比5および7とAsフラックス量が多い場合にも見られた。これらの結果は、良好なモホロジーのAlGaAs層を得るためには基板オフ角度がAsフラックス量より重要な要因であることを示している。

図2-4はSiドープAlGaAs成長層キャリア濃度の基板オフ角度依存性を各フラックス比について示している。フラックス比が2の時、伝導型はp型である。この時オフ角度が5度では、ホール濃度は取り込まれたSi濃度と一致しており、このことはほとんどすべてのSi原子がAsサイトを占めているということを示している。オフ角度が大きくなると、ホール濃度は減少してくる。一方、5以上のフラックス比の時、Si原子はGaサイトを占めるようになるが、オフ角度1度では、フラックス比5のサンプルの電子濃度はフラックス比7のものに比べて非常に小さくなっている。このことは、Siが強く補償されていることを示している。ところが、この電子濃度もオフ角度が大きくなるに従い増加していき、19.5度では $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ に達する。これらの結果は基板オフ角度が補償の減少と深く関係していることを表している。しかしながら、キャリア濃度はオフ角度19.5度においても、取り込まれたSi濃度以下である。これは、GaAs(100)基板上に成長したAlGaAs層中の電子濃度も $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ であったということから、おそらくAlGaAs層中に形成されたDXセンターに起因していると考えられる。

補償の程度をオフ角度5度の(111)A基板上に成長したAlGaAs層を用いて見積った。評価にはカソードルミネッセンス(CL)スペクトルを用い、電子線の加速電圧は12kVとした。注入電子の数、すなわち励起エネルギーはプローブ電流により制御した。図2-5は

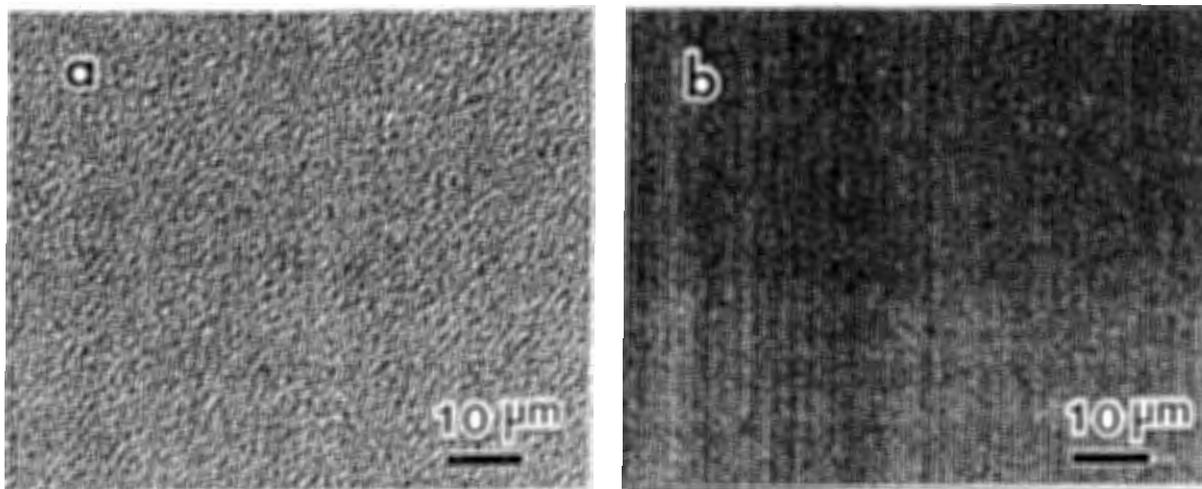


図 2-3. フラックス比 2 で GaAs(111)A 面上に成長した AlGaAs 層の表面モロロジー  
基板オフ角度は (a) 3 度, (b) 5 度。

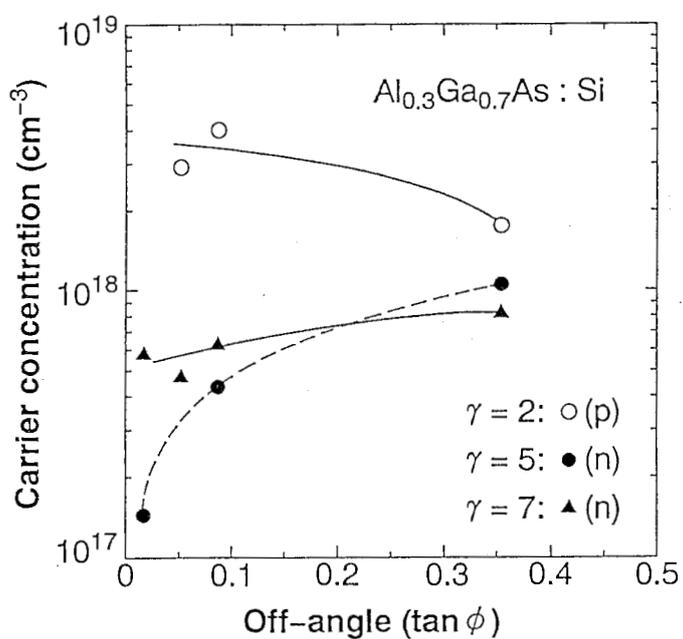


図 2-4. Si ドープ AlGaAs 層キャリア濃度の基板オフ角度依存性

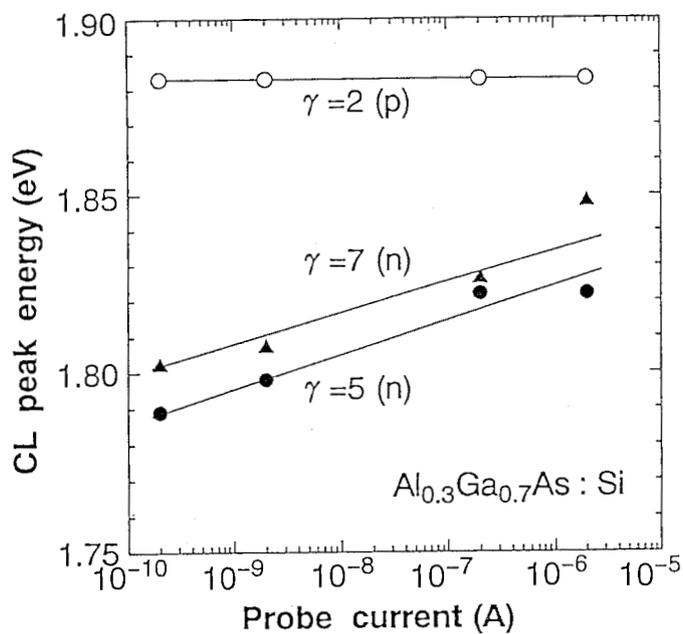


図 2-5. Si ドープ AlGaAs 層 CL ピークエネルギーのプローブ電流依存性  
基板オフ角度は 5 度。

AlGaAsのCLピークエネルギーのプローブ電流依存性を示している。フラックス比が2の時、ピークエネルギーはオフ角度に依存せず一定で、補償がないことを示している[10]。一方、フラックス比5以上では、ピークエネルギーはプローブ電流の増加とともに、高エネルギー側にシフトしている。この事実は、発光がドナー-アクセプタ(DA)再結合によって起こっていることを示しており、補償が起こっていることを表している[10]。

AlGaAs層の表面モホロジーが基板オフ角度5度以上で顕著に改善されるということは非常に興味深い。Shenら[17]は、V型溝を持つGaAs(001)基板の(111)A側壁面上へのMBE成長において、AlAs膜はGaAs膜よりその成長速度が速いということを報告している。このことは、Al原子がGa原子より速く(111)A面に取り込まれることを示しており、本報告で見られたAlGaAsモホロジー改善は、このAlAs形成と関係していると考えられる。すなわち、AlGaAsのAlAs部分は2次元核を形成し、Ga拡散長の減少をもたらす。その結果、AlGaAs中のGa原子はオフ角度が小さい時テラス上の核に取り込まれることになり、表面モホロジーは荒れる。逆に、オフ角度が増すとステップからラテラル成長するようになり、表面モホロジーは改善される。オフ角度5度以上でAlGaAsの表面モホロジーが改善されるという結果はこの考察を裏付けるものである。

以上の結果から、GaAs(111)A基板のオフ角度はAlGaAs層の表面モホロジーや不純物濃度を制御するのに重要な要因であることが分かる。

#### 2-4. まとめ

GaAs (n11)A ( $n \leq 3$ ) 面上に成長したSiドーパGaAs層の伝導型は成長条件、特にAs/Ga分子線強度比すなわちフラックス比に依存する。フラックス比が大きくなるに従い、p型からn型に変化する傾向を示す。また、基板のオフ角度の増加とともに、このp型の領域は狭くなり(311)Aではn型になり易い傾向を示す。

SiドーパAlGaAs層の表面モホロジーは基板のオフ角度に強く影響され、鏡面のものは5度以上の角度で得られた。Si原子の占有サイトはフラックス比に依存し、2と低い時はほとんどのSi原子はAsサイトを占める。これに対し、5以上の高い時にはGaサイトを占めるようになるが、電子濃度は取り込まれたSi原子濃度より低く、補償されている。

これらの結果はGaAs(111)A基板の基板傾斜角度が、表面モホロジーや不純物濃度を制御するのに重要な要因となっていることを示している。

### 第3章 GaAs(111)A面上GaAs p-n接合LED

シリコン (Si) は(100)面およびB面上のMBE成長において n 型ドーパントとして広く用いられているが、GaAs (n11)A ( $n \leq 3$ ) 面上においてはSiは両性不純物として働くという特徴を持っている[3-8]。前章においてGaAs(111)A基板上に成長したSiドーパGaAs層の伝導型が成長条件、特にAs/Ga分子線強度比すなわちフラックス比や基板の傾斜角度に依存することを述べた。本章では、この技術を用いてドーパントSiのみを用いて成長したGaAs(111)A面上GaAs p-n接合LEDについて報告する。

ここでは、まずp-n構造の特性について述べた後、発光特性について報告する。また、LEDの特性はp層からn層に成長条件を変化させることにより生じる成長中断に強く影響されることから、中断時間の特性に与える影響についても報告する。

#### 3-1. 実験方法

サンプルとしては、n型GaAs(111)A 5°ワ ([100] 方向) ウエハを使用した。表2-1に示す基板処理条件に従い、有機洗浄後、硫酸で表面を酸化し、アンモニア系エッチング液によりその酸化膜を取り除いた後、ただちにMBE装置の試料室に導入した。さらに、表3-1に示すように、As雰囲気中で700°C、10分間のサーマルクリーニングを行なった後、1 μmのn型GaAs層をフラックス比 (V/III) 7, 540°Cで成長した。引き続き、フラックス比を7から2に変化させた後、1 μmのp型GaAs層を620°Cで成長した。この時、成長中断がLEDの特性に与える影響を調べるため、中断時間を1分から20分へと変化させた。LED素子の電極としてp型層にはAu/Mnを、n型層にはAuを形成した。素子はメサエッチングにより1 mm<sup>2</sup>に分離した。

P-N構造は電流電圧 (I-V) 特性、断面カソードルミネッセンス (CL) スペクトルにより評価した。また、Siドーパしたp型GaAs層の熱安定性を調べるため、原子層ドーピング[18]したサンプル (表3-1中に構造図を示す) を用い、SIMSによりアニール前後のプロファイルを測定した。比較のためp型ドーパントとして一般的に用いられているベリリウム (Be) についても調べた。

#### 3-2. P-N構造

図3-1はp型ドーパントとしてSiとBeを用いて成長したLEDのI-V特性を示している。逆耐圧はp層とn層の間の成長中断時間に強く影響され、中断時間が長くなるに従い、耐圧は小さくなる。この図は5分の中断時間のサンプル例を示している。これらのサンプルの耐圧の違いはp層のキャリア濃度の差、あるいは界面状態の差に起因していると考えられる。ダイオード順方向特性、 $n$ 値は次式から計算することができる。

$$I = a[\exp(qV/nkT) - 1]$$

ここで、 $q$  は電子の電荷、 $k$  はボルツマン定数、 $T$  は絶対温度を示す。 $n$ 値は0.2 から0.6 の順方向バイアス領域でともに約2であり、キャリア再結合が主となっていることを示している[19]。以上の結果から、Siのみを用いて成長したサンプルのI-V特性はBeを用いて成長したものと同等であり、ドーパントSiのみでp-n接合が成長できることが分かる。

表 3-1. 実験条件

1. MBE 成長条件

(1) 基板

n-GaAs(111)A 5° ね [100] 方向

(2) 基板処理

表 2-1 による

(3) サーマルクリーニング (MBE装置内)

700°C, 10 分, As 圧 ;  $2 \times 10^{-3}$  Pa

(4) GaAs 成長

a. V/III = 7, 540°C, 1.0 μm (n 型層)

Si ドープ;  $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$

成長中断 1 ~ 20 分 (As 雰囲気)

b. V/III = 2, 620°C, 1.0 μm (p 型層)

Si, Be ドープ;  $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$

(5) LED 作製

a. オーミック電極形成 (p 型層)

Au/Mn (0.4 mm x 0.4 mm), 合金条件 ; 430°C, 1 分

b. 素子分離 (1 mm x 1 mm)

c. オーミック電極形成 (n 型層)

Au

2. 評価

(1) LED 特性

a. P-N 構造

・ 電流電圧 (I-V) 特性

・ カソードルミネッセンス (CL) スペクトル

加速電圧 : 12 kV, プローブ電流 :  $10^{-7}$  A

b. 電流注入発光 (EL) スペクトル

(2) p 層の特性 - Si および Be の熱安定性 -

・ SIMS;  $\text{O}^{2+}$  primary ions, 5.5 keV

・ アニール条件 850°C, 1 分,  $\text{N}_2$  雰囲気

・ サンプル構造

原子層ドーピング

Si, Be ;  $1.5 \times 10^{12} \text{cm}^{-2}$

50 秒 (As 圧下)

620°C, 0.6 μm/h

p-GaAs
n-GaAs
GaAs 基板

図. LED 構造

i-GaAs 100 nm
i-GaAs 200 nm
GaAs 基板

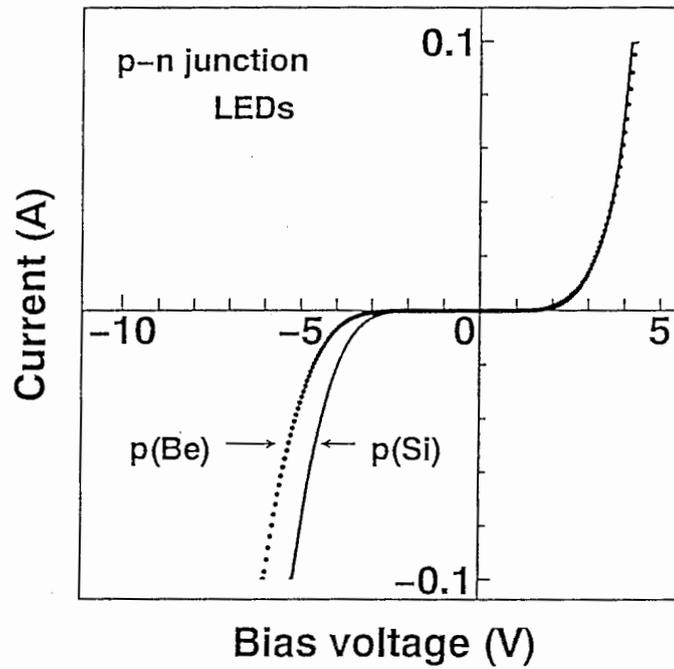


図3-1. GaAs p-n接合LEDのI-V特性  
p(Si), p(Be) はそれぞれp型ドーパントとしてSi, Beを用いている。

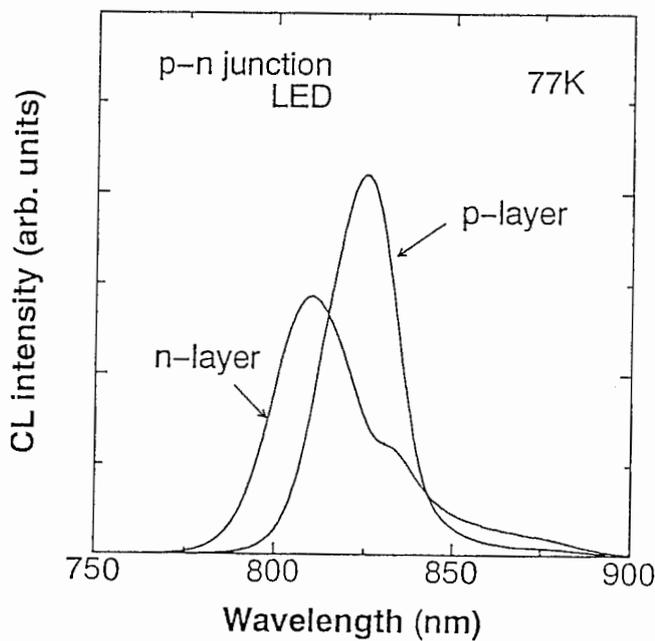


図3-2. GaAs p-n接合LEDの断面CLスペクトル 'p-layer', 'n-layer' はそれぞれn層、p層からのスペクトルを示している。

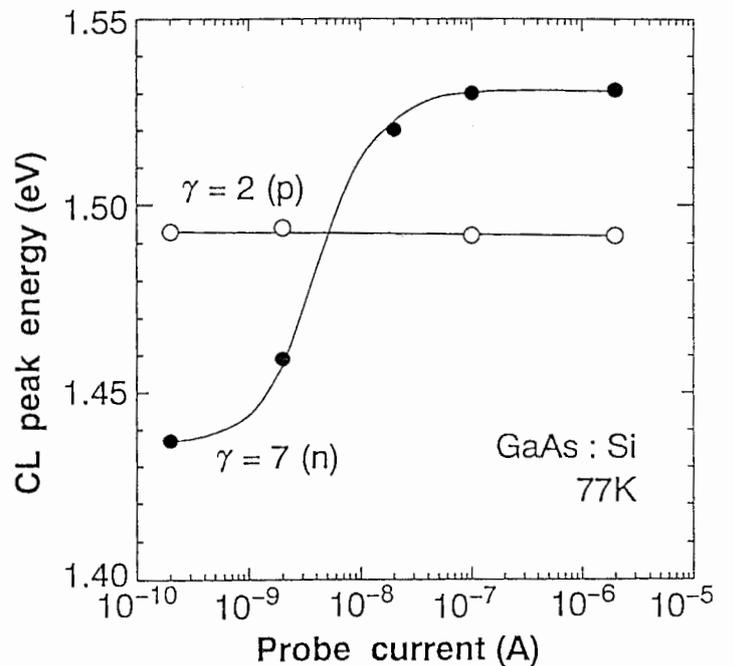


図3-3. SiドーパGaAs層のCLピークエネルギーのプローブ電流依存性  
p層, n層はそれぞれフラックス比2および7で成長している。

図3-2にSiドーパントのみを用いて成長したサンプルの断面CLスペクトルを示す。プローブ電流は $1 \times 10^7$  Aである。p層のピーク波長は825 nmで、n層では810 nmである。さらにn層中には835 nmの弱いピークが見られる。これはおそらくGaAs中でのSi関連の複合体と考えられる。図3-3にすでにホール測定によりその伝導型が確かめられているSiドーパGaAs層のCLピークエネルギーのプローブ電流依存性を示す。フラックス比が2の時(p型層)には、ピークエネルギーはプローブ電流を変えても変化しないことから、補償が起こっていないことが分かる。これに対し、フラックス比が7の時(n型層)には、プローブ電流 $1 \times 10^7$  A以下で見られた弱い発光のピークエネルギーが電流の増加とともに高エネルギー側にシフトしており、補償されていることが分かる[10]。さらに、電流 $2 \times 10^8$  Aの時にはバンド端発光から予想されるエネルギー値よりも大きくなっているが、これは高電流注入によって生じたバンドフィリングによるものと考えられる。なお、 $1 \times 10^7$  Aのプローブ電流におけるp, n層からの2つのピークエネルギーは図3-2における2つのピークと一致しており、Siドーピングのみでp-n接合が形成されていることが分かる。

図3-4は(a) Si と(b) Beを用いて成長した図3-1のサンプルの電ロルミネッセンス(EL)スペクトルを示している。Siだけで成長したサンプル(a)の発光波長は20 mAの時、860 nmである。このピークの起源はおそらくn層からp層へ電流注入されるp-n界面でのドナー・アクセプター(DA)ペア再結合によると考えられる。順方向電流の増加とともに、ピーク強度はシフトなしに増加していく。60 mAの時、弱いEL(885 nm)が観察される。これは図3-2に見られたn層中の深い準位に関する発光から、p層からn層へのホール注入による深い準位からの発光と考えられる。80 mAの強いピーク(860 nm)の強度は図3-4(b)に示すようにp型ドーパントとしてBeを用いて成長したものと等しい。しかしながら、Beドーパサンプルの強いピークは長波長側へシフトしている。これらの相違はp型層の特性に依存しており、一つの可能性として電流注入によるアニリング効果に起因するBeの拡散が考えられる。

ピークシフトの原因を調べるために、p層における加熱アニールによるSiとBeの拡散の影響を調べた。サンプル構造は表3-1に示す。アニールは $850^\circ\text{C}$ , 30秒窒素雰囲気で行なった。図3-5にSiおよびBe原子層(デルタ)ドーピングサンプルにおけるSiおよびBeのSIMSプロファイルを示す。図3-5(a)に見られるように、Siプロファイルはアニール後においても急峻であるが、Beプロファイルは図3-5(b)に見られるように非常にブロードになっている。このことから、(111)A面上p型ドーパントとしてのSiはBeと比べて熱的に安定であることが分かる。

### 3-3. 発光特性

ドーパントSiのみを用いて成長したLEDの特性はp層とn層間の成長中断に強く影響される。図3-6にLEDの成長シーケンスを示す。ここでは成長中断の中でも特に、温度が一定になった後の保持時間がそのデバイス特性に与える影響について調べた。図3-7は保持時間の関数として調べたLEDのI-V特性を示す。順方向バイアス領域において、その形状に差はない。すなわち、0.2Vから0.6Vの領域で約2であり、キャリア再結合が主である。これに対し、逆耐圧は保持時間の影響を強く受け、時間が短くなると、耐圧は

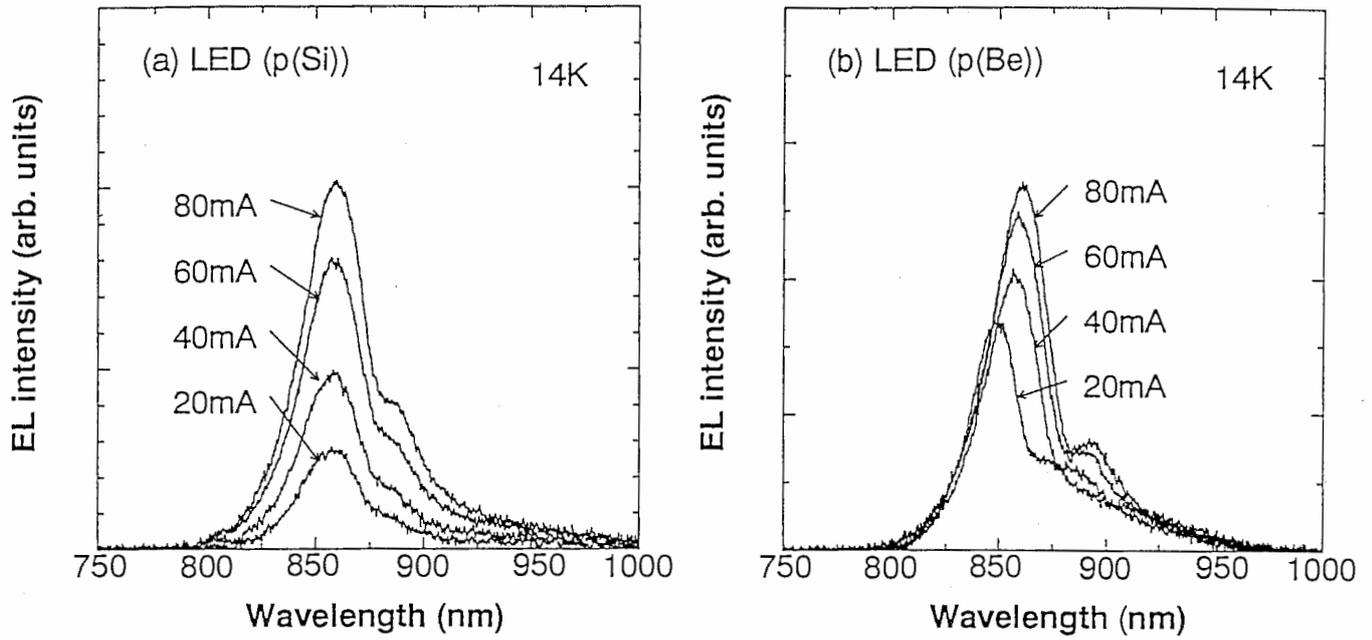


図3-4. GaAs p-n接合LEDの発光スペクトル  
(Si), (Be) はそれぞれp型ドーパントとしてSi, Beを用いている。

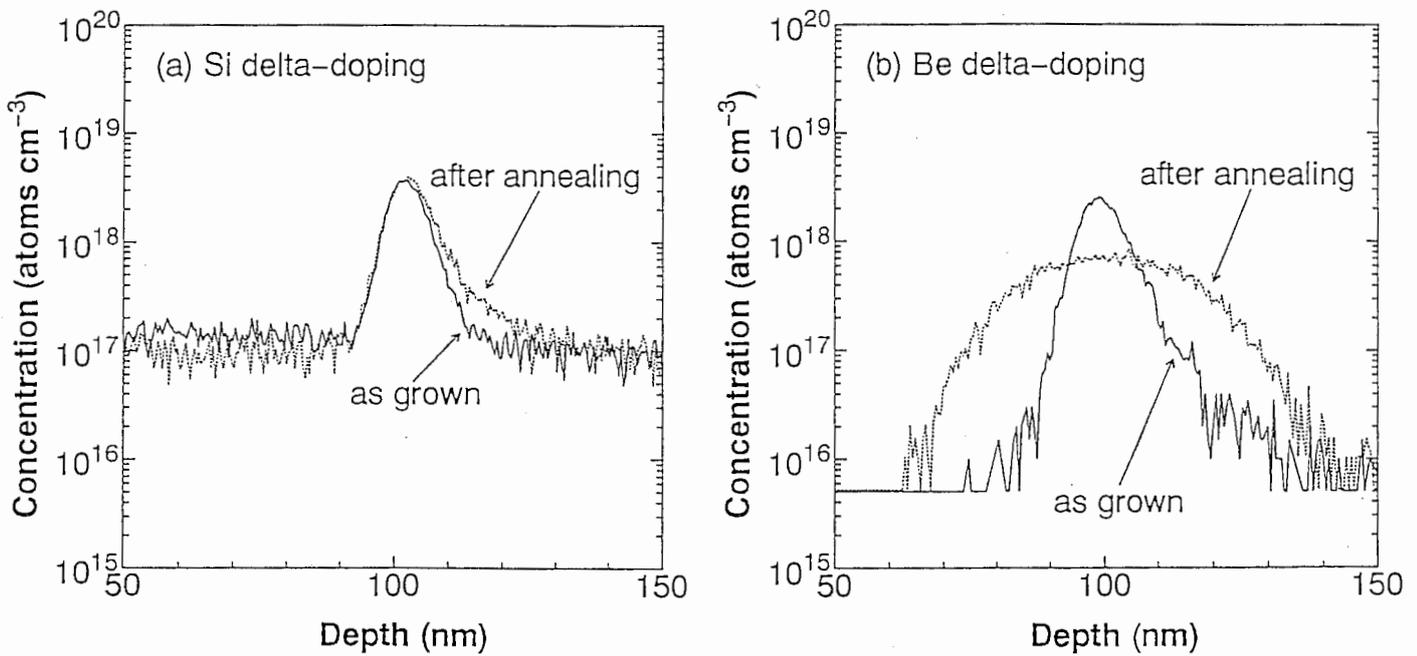


図3-5. Si およびBe デルタドープ層におけるSi およびBe のSIMS プロファイル  
(a), (b) はそれぞれp型ドーパントとしてSi, Beを用いている。

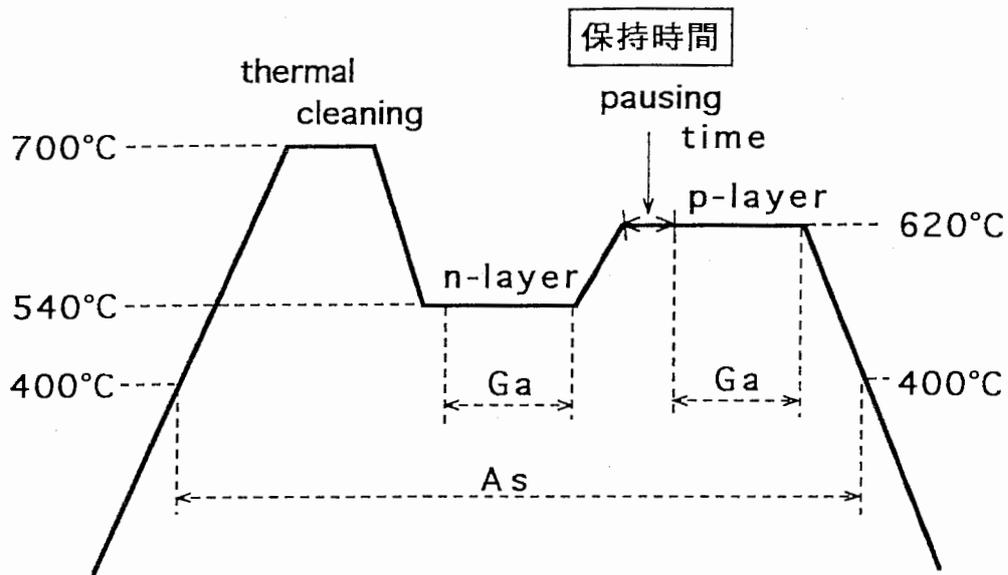


図3-6. GaAs p-n接合LEDのMBE成長シーケンス

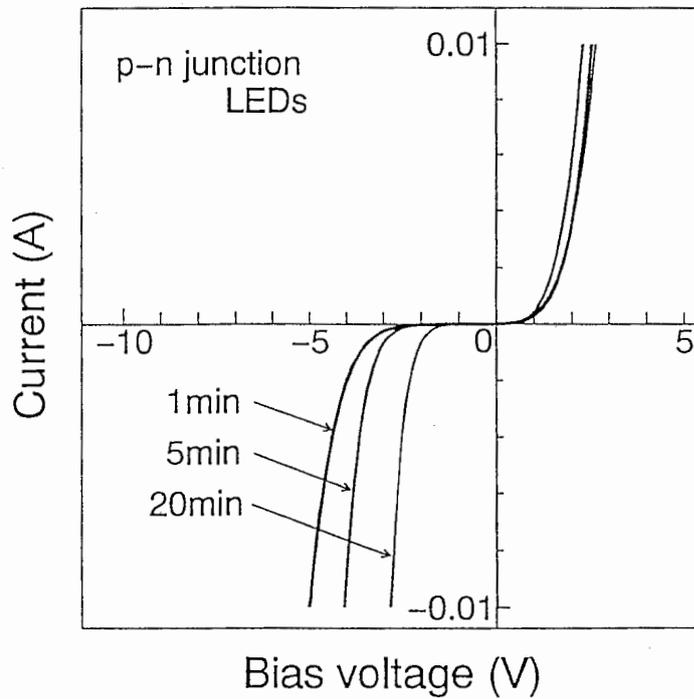


図3-7. GaAs p-n接合LED I-V特性の成長中断における保持時間依存性

大きくなる。このように、保持時間の増加とともに、耐圧が減少しているという事実から中断中に形成された高抵抗層によるものではなく[20]、むしろp-n界面にできた欠陥に起因していると考えられる。

P-N界面の状態を調べるために、LEDの発光スペクトルを低温(14K)で観察した。保持時間が20分の時、ELスペクトルは観察されなかったが、時間の減少とともに、強度の増加が見られた。図3-8に保持時間が1分と5分の時々のLEDの発光スペクトルを示す。保持時間5分の時、図3-4ですでに説明したように、860 nmにELピークが見られる。また、電流が20 mAと小さい時には、弱いELピーク(885 nm)が見られる。このピークは保持時間1分のサンプルにおいても、20 mAの時に観察されるが、その強度は電流の増加とともに急激に増加し、短波長側にシフトしている。そして、電流80 mAになると839 nmの発光が見られるようになる。この発光は電子のn層からp層への注入によるp層での発光と考えられる。このことは、このサンプルにおいては860 nm付近の発光を引き起こす深い準位の状態密度が減少しているという事実を示している。その結果、強い発光が室温においても観察されている。図3-9は保持時間1分で成長したサンプルの室温でのELスペクトルを示しており、電流が大きくなるに従い、ピーク強度はピークシフトなしに、増加している。

保持時間20分のサンプルにおいて、発光ピークが見られないことの原因を調べるために、LED構造をSIMSにより評価した。図3-10はGa, As, Si, C, Oの膜厚方向のプロファイルを示している。Ga, As, Siのイオン強度は表面から約0.1  $\mu\text{m}$ の層を除いてほぼ一定である。さらに、C, O強度は1.0  $\mu\text{m}$ 付近のp-n界面においてさえバックグラウンド以下である。このことは、本サンプルの発光しない原因が、p-n界面での不純物の取り込みによるものではないことを示している。

Siドーパントのみで成長したp-n接合LEDのデバイス特性を評価するために、p型ドーパントとしてBeを用いて成長したサンプルのELスペクトルを観察した。図3-11は保持時間が1分のサンプルのELスペクトルを示している。300 Kのスペクトルにおいては、p層(875 nm)の発光が見られる。そのピーク強度は順方向電流の増加とともに、ピークシフトを引き起こすことなく、増加している。80 mAでの強度はSiドーパントのみで成長したサンプルと同等である。一方、14 Kのスペクトルにおいて20 mAの時、860 nmの強いピークが見られる。このピークの起源はp-n界面での深い順位における再結合であろうと考えられる。30 mAでは、835 nmの発光が現われる。この発光はp層からのものであるが、Siドーパントのみで成長したサンプルのものより弱い。さらに、40 mAまで増加すると、強度は減少する。この原因の1つとしては前章でも述べたBeの拡散が考えられる。

LEDのデバイス特性が基板温度を変化させるために生じる成長中断における温度一定になった後の保持時間の影響を強くうけるということは非常に興味深い。この特性の保持時間依存性は表面に供給されるAsの量と関係していると考えられる。基板温度を変化させた時、高いAs圧のために、As安定化面が形成されていると考えられる。しかしながら、p層を成長するためにフラックス比を2まで下げた時には、表面に供給されるAs原子の量は急激に減少する。その結果、低As圧下での保持している間に表面からAsの脱離が起きることが予想され、これがAs空孔を生む原因となる。このことが、この上に引き

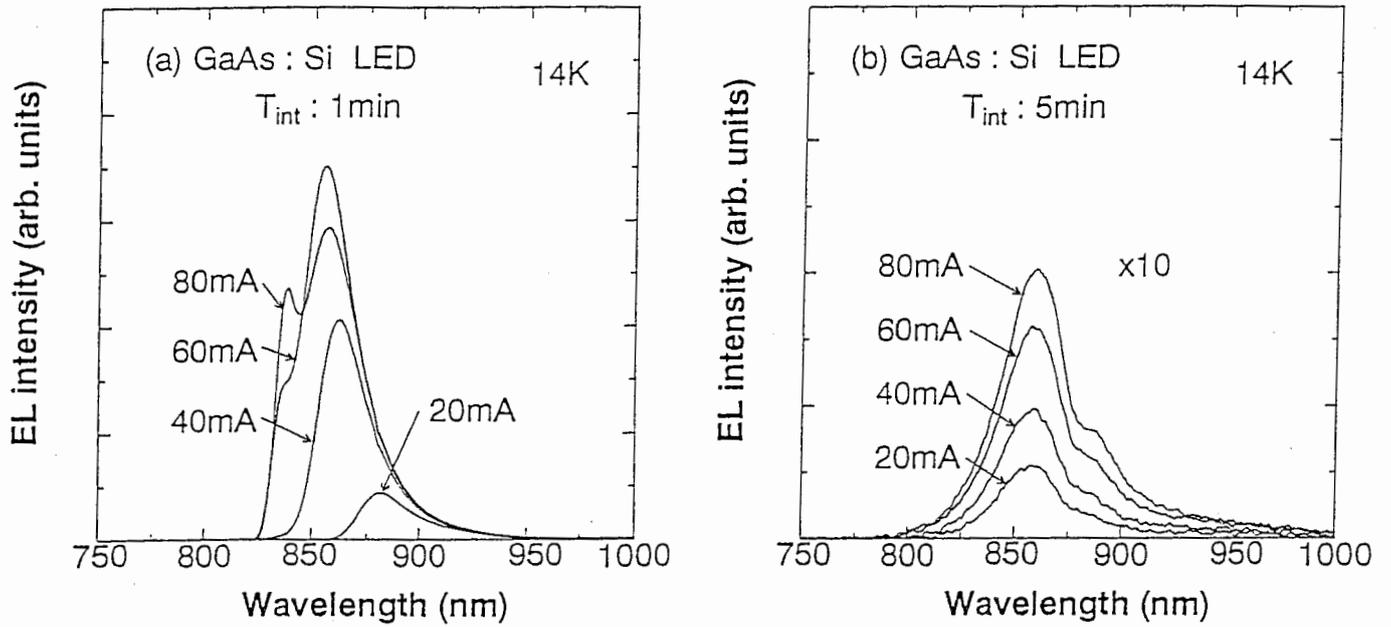


図3-8. GaAs p-n接合LEDの発光スペクトル  
 (a), (b) はそれぞれ成長中断における保持時間を1分, 5分としている。

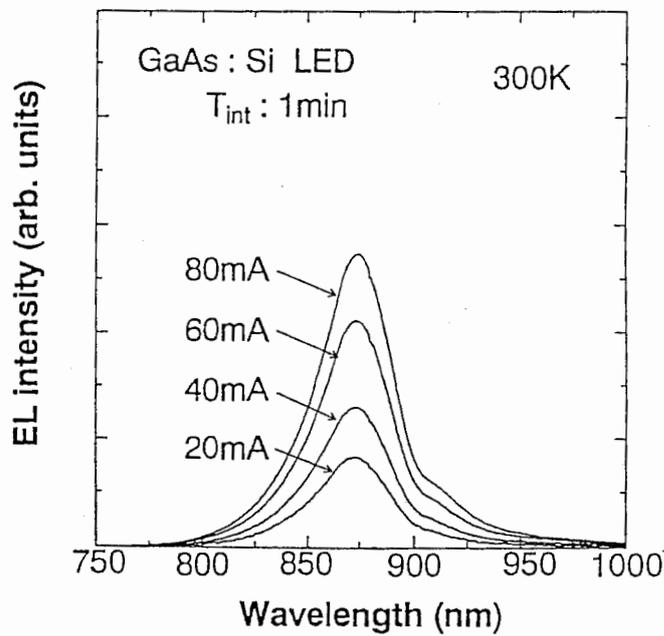


図3-9. GaAs p-n接合LEDの発光スペクトル  
 成長中断における保持時間は1分としている。

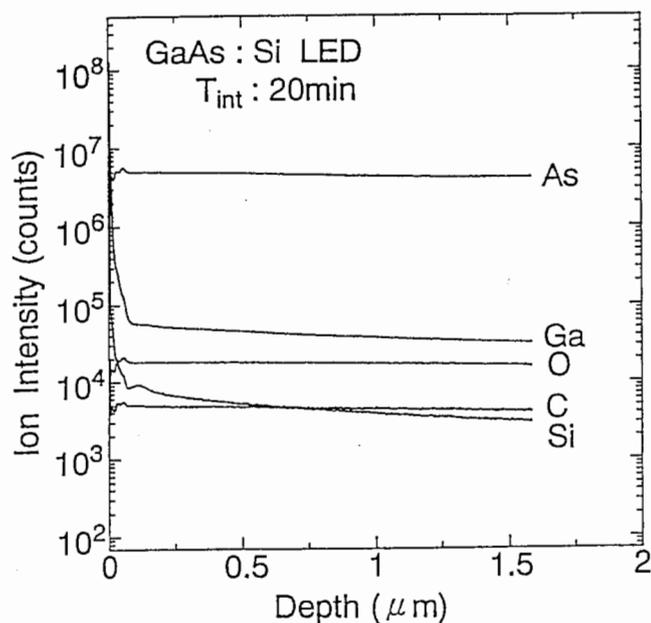


図3-10. GaAs p-n接合LEDにおけるGa, As, Si, O原子のSIMSプロファイル  
成長中断における保持時間は20分としている。

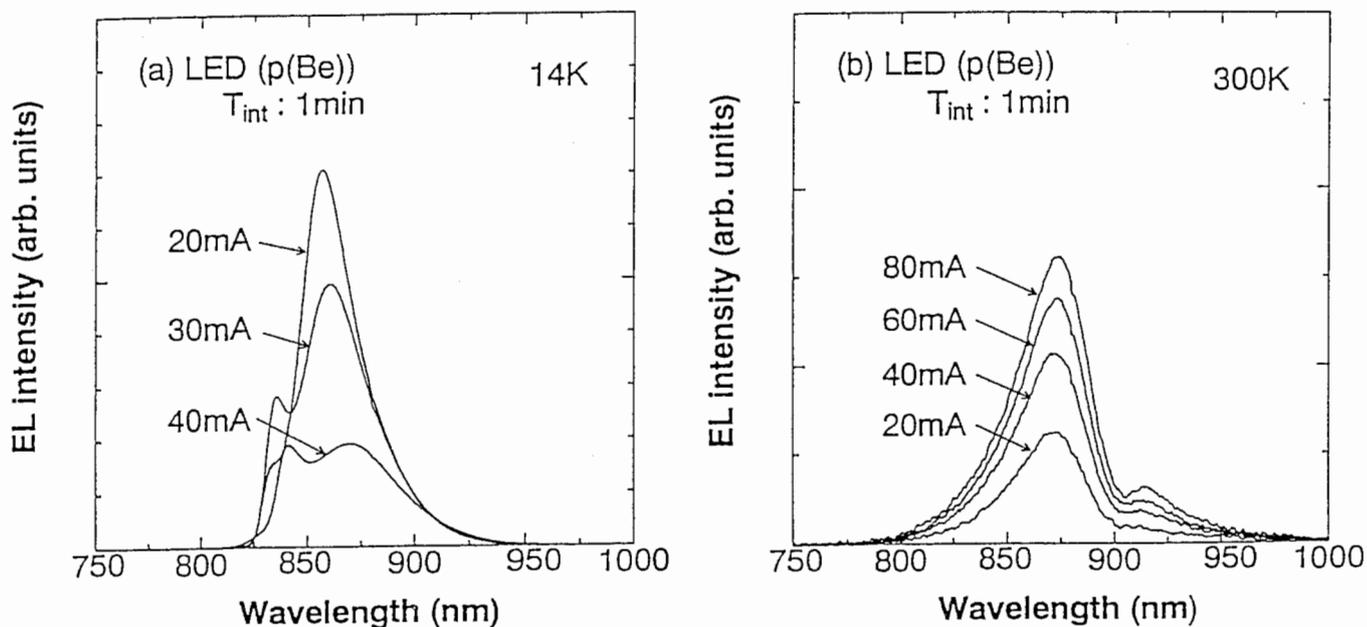


図3-11. GaAs p-n接合LEDの電流注入発光スペクトル  
p型ドーパントとしてBeを用い、成長中断における保持時間は  
(a)1分,(b)5分としている。

続いてSiドーパGaAs層を成長させた場合にSi複合物のような欠陥を生じさせることになる。それゆえ、保持時間を長くすることによりp-n界面に欠陥による深い準位が形成されると考えられる。この考察は、保持時間20分のサンプルで発光が見られなかったという事実と良く一致している。

以上のことから、成長条件を変えることにより生じる中断において、保持時間の制御がSiドーパントのみを用いてGaAs(111)A上に成長したLEDのデバイス品質を向上させるための重要な要因であることが分かる。

### 3-4. まとめ

GaAs(111)A基板上にp-n接合LEDをSiドーパントのみを用いて、MBEの成長条件を制御することで成長した。サンプルのI-V特性およびCLスペクトルからp-n接合ができていることを確認した。発光スペクトルのピーク強度はp型ドーパントとしてBeを用いて成長したものと同等であった。その強度は電流の増加に伴い、Beドープサンプルで見られたような発光ピーク波長のシフトを引き起こすことなく増加した。この原因としては、p型ドーパントとしてのSiがBeより熱的に安定であることに起因している。

ドーパントSiのみを用いて成長したLEDのデバイス特性は成長条件を変化させるために生じる成長中断における温度させた後の保持時間に強く影響される。保持時間の減少とともに逆耐圧は増加し、発光スペクトルのピーク強度も急激に増加した。さらに、時間1分の時には14 KでのELスペクトルの測定において、P層からの発光が見られた。これは、p-n界面に形成されたSi複合物による深い準位が減少したためで、この結果室温においても、875 nmの強い発光が見られた。

以上の結果から、GaAs(111)A基板上へのドーパントSiのみを用いたMBE成長はp-n接合デバイス作製に有効であり、その性能向上には成長中断における温度変更後の保持時間の制御が重要な要因であることが分かった。

## 第4章 AlGaAs/GaAs ダブルヘテロ構造 LED

ここでは、ドーパントSiのみを用いて成長したGaAs(111)A面上AlGaAs/GaAs ダブルヘテロ(DH) 構造 LEDについて報告する。さらに、2章でも述べたようにAlGaAs成長層の表面モホロジーは面方位に強く依存することから、GaAs(211)A面上に作製した同様の構造のLEDについても報告する。

### 4-1. 実験方法

サンプルとしては、n型GaAs(111)A 5°ワ ([100] 方向) ウエハを使用した。表2-1に示した基板処理条件に従い、有機洗浄後、硫酸で表面を酸化し、アンモニア系エッチング液によりその酸化膜を取り除いた後、ただちにMBE装置の試料室に導入した。引き続き、表4-1に示すようにAs雰囲気中で700°C, 10分間のサーマルクリーニングを行なった後、1 μmのn-GaAs層およびn-AlGaAs層をフラックス比 (V/III) 7, 540°Cで成長した。さらに、フラックス比を7から2に変化させた後、0.08 μmのノンドープGaAs活性層、1 μmのp-AlGaAs層およびp-GaAsキャップ層を成長した。LED素子はSiO<sub>2</sub>膜を用いて電流ストライプ構造とし、p型電極としてTi/Au、n型電極にはAuSn/Auを用いた。LED素子は100 μm厚に研磨した。

P-N構造の評価は電流電圧 (I-V) 特性、断面カソードルミネッセンス (CL) スペクトル、電解C-VおよびEBICにより評価した。また、AlGaAs/GaAs DH構造を調べるため、SIMSによりプロファイル調べた。電流注入による発光(EL) スペクトルは直流印加で測定した。

### 4-2. GaAs(111)A面上

X線回折により見積ったAlGaAs膜のAl組成は0.3であった。図4-1にAlGaAs/GaAs DH構造の断面CLスペクトルを示す。p層のピーク波長は655 nmで、n層では680 nmである。これらの波長はホール測定によりその伝導型が分かっているSiドープAlGaAs層のCLスペクトルの発光波長と一致している。図4-2はこのサンプルのC-Vプロファイルを示している。Siドーピングによるn-AlGaAs層とp-AlGaAs層により挟まれたi-GaAs層が確認できる。図4-3はAlGaAs/GaAs DH構造のI-V特性を示している。ダイオード特性、 $n$ 値は次式から計算することができる。

$$I = a[\exp(qV/nkT) - 1]$$

ここで、 $q$  は電子の電荷、 $k$  はボルツマン定数、 $T$  は絶対温度を示す。 $n$ 値は1V付近の順方向バイアス領域で約2であり、キャリア再結合が主となっていることを示している[19]。逆耐圧は1 mAの時、2.5 Vと小さい。

低い耐圧の原因を調べるために、AlGaAs/GaAs DH構造をSIMSにより評価した。図4-4はAl, Ga, As, Siの膜厚方向のプロファイルを示している。Siのイオン強度はp型AlGaAs層とn型AlGaAs層とで同レベルである。また、Al, Asのイオン強度は表面から約1.2 μmの所で減少しており、i-GaAs層の存在を示している。このことから、Siドーパントのみで(111)A基板上にAlGaAs/GaAs DH構造が形成されていることが分かる。すでに、3章で述べたようにSiのみで成長したGaAs p-n構造の特性はn層からp層へ成長条件を

## 表 4-1. 実験条件

### 1. MBE 成長条件

#### (1) 基板

n-GaAs(111)A 5° ね [100] 方向

#### (2) 基板処理; 表 2-1 による

#### (3) サーマルクリーニング (MBE装置内)

700°C, 10 分, As 圧;  $2 \times 10^{-3}$  Pa

#### (4) AlGaAs/GaAs DH LED 構造の MBE 成長 (540°C)

##### a. n-GaAs バッファ層 (1.0 μm)

V/III = 7, 1.0 μm/h, Si ドープ;  $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$

##### b. n-AlGaAs 層 (1.0 μm)

V/III = 7, 1.0 μm/h, Si ドープ;  $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$

##### c. non-doped GaAs 層 (0.08 μm)

V/III = 2, 0.7 μm/h

##### d. p-AlGaAs 層 (1.0 μm)

V/III = 2, 1.0 μm/h, Si ドープ;  $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$

##### e. p-GaAs キャップ層 (0.2 μm)

V/III = 2, 1.0 μm/h, Si ドープ;  $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$

#### (5) LED 作製

##### a. スパッタ SiO<sub>2</sub> 膜形成 (0.4 μm)

10 μm 幅ストライプ窓

##### b. 素子研磨; 100 μm 厚

##### c. オーミックコンタクト

Au/Ti (p 層), AuSn/Au (n 層),  
合金条件; 430°C, 1 分

### 2. 評価

#### (1) P-N 構造

##### a. 電流電圧 (I-V) 特性

##### b. カソードルミネッセンス (CL) スペクトル

加速電圧: 12 kV, プローブ電流:  $10^{-7}$  A

##### c. SIMS; O<sup>2+</sup> primary ion, 3.0 keV

##### d. 電解 C-V

##### e. 走査型電子顕微鏡 (SEM)

##### f. EBIC

#### (2) 電流注入発光 (EL) スペクトル

直流印加 14 K, 300 K

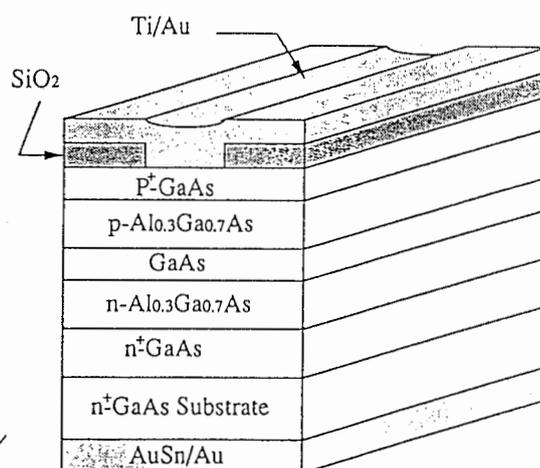


図. AlGaAs/GaAs DH LED 構造

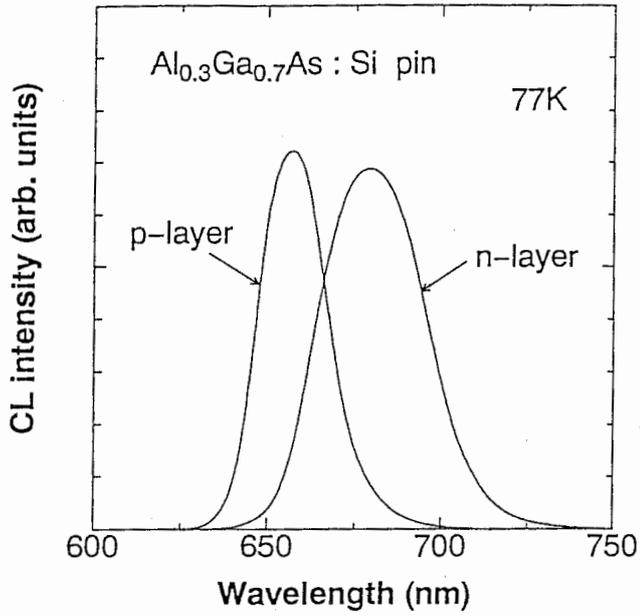


図 4-1. GaAs(111)A基板AlGaAs/GaAs DH構造の断面 CLスペクトル  
'p-layer', 'n-layer' はそれぞれn-AlGaAs層, p-AlGaAs層からのスペクトルを示している。

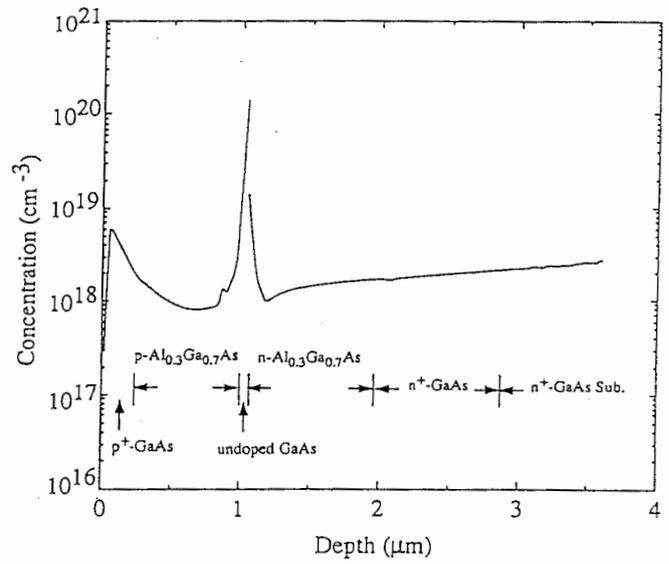


図 4-2. GaAs(111)A基板上AlGaAs /GaAs DH構造のC-Vプロファイル

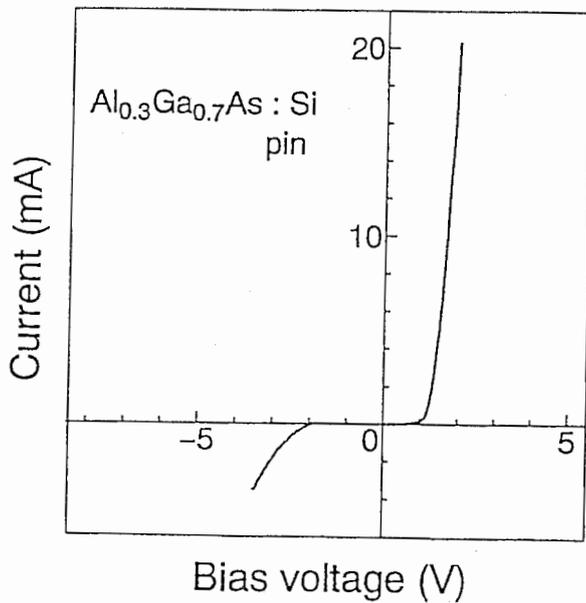


図 4-3. GaAs(111)A基板上AlGaAs/GaAs DH構造のI-V特性

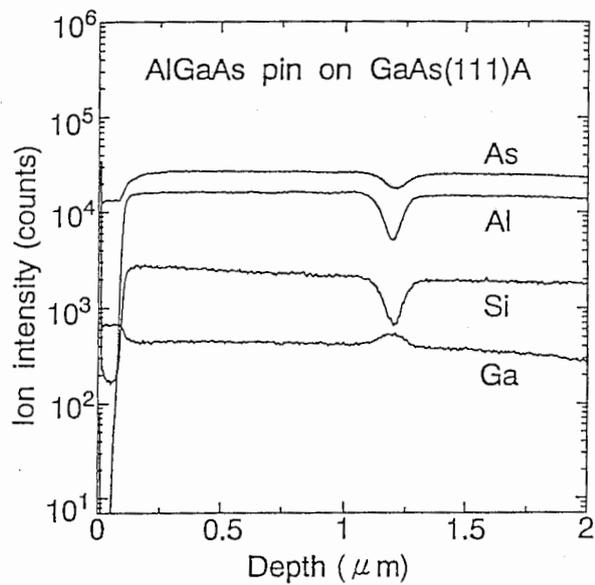


図 4-4. GaAs(111)A基板上AlGaAs/GaAs DH構造におけるAl, Ga, As, Si原子のSIMS プロファイル

変化させる時に生じる成長中断の影響を強く受けることに注目すると、AlGaAs/GaAs DH構造界面の品質が図4-3で見られたI-V特性における低い逆耐圧と関係していると考えられる。

図4-5はAlGaAs/GaAs DH LEDの室温でのELスペクトルを示している。発光波長は100 mAの時、875 nmである。このピークの起源はi層における発光と考えられる。スペクトルはブロードで、そのピーク強度も弱い。この原因の一つとして、AlGaAs層中のAl組成が低いために室温ではキャリアの閉じ込めが不充分であることが考えられる。

低温(14 K)での発光スペクトルを図4-6に示す。電流70 mAの時、強いELピーク(825 nm)と弱いELピーク(835 nm)が見られる。弱いピークの起源はおそらくi層における深い準位からの発光と考えられる。電流の増加とともに、強いピーク強度はピークシフトもなく、増加している。そして、80 mAで強度は急激に強くなり、スペクトルの半値幅も300 Kの時と比較して狭くなっている。図4-7にこのサンプル光出力の温度依存性を示す。通常のLEDと比較して強い温度依存性を示しており、自然発光と同様に誘導も起こっていると考えられる[21]。このことは、デバイス構造を最適化することにより、レーザー発振も可能であることを示している。さらに、デバイス性能を向上させるためにはAlGaAs膜の結晶性を上げることも有効である。ここで、2章で述べたように、AlGaAs層の結晶性を良くする方法としてGaAs(111)Aオフ基板を用いること有効であった。次節では結晶性向上を目指してGaAs(211)A面上に成長したAlGaAs/GaAs DH LEDについて報告する。

#### 4-3. GaAs(211)A面上

X線回折により見積った(211)A面上AlGaAs層のAl組成は、(111)A基板上と同様に0.3であった。図4-8にAlGaAs/GaAs DH構造の断面SEM像を示す。AlGaAsとGaAsのヘテロ界面は非常に滑らかであることが分かる。図4-9はこのサンプルの断面EBIC像を示している。強いピークがn型AlGaAsとp型AlGaAsにより挟まれたi-GaAs層に見られる。AlGaAs/GaAs DH構造は断面CLスペクトルによっても確認しており、p型、n型AlGaAs層からの発光波長はホール測定によりその伝導型を確認しているSiドープAlGaAs層のCL発光波長に一致している。これらの結果より、(211)A基板上においても(111)A基板上と同様にドーパントSiのみでAlGaAs/GaAs DH構造が成長出来ていることが分かる。

図4-10はAlGaAs/GaAs DH構造のI-V特性を示している。n値は1V付近の順方向バイアス領域で(111)A基板上と同様に約2であり、キャリア再結合が主となっていることを示している[19]。

AlGaAs/GaAs DH LEDの室温でのELスペクトルにおいて、電流100 mAの時(111)A基板上と同様に875 nmでの発光が見られた。図4-11はGaAs(211)A、(111)A基板上に成長したAlGaAs/GaAs DH LEDの電流光出力(I-L)特性を示す。注入電流の増加とともに両サンプルともピークシフトもなく、ピーク強度が増加している。ただし、(211)A上のサンプルの光出力は125 mAの時280 nWであり、(111)A上のものより大きい。このことは、本研究で用いた成長条件においては、(111)A上のものより、デバイス品質は良好であることを示している。この原因の一つとしてAlGaAs膜の結晶品質の違い、すなわち2章でも述べたように、(211)A上のAlGaAs層は(111)A上のものと比べて補償が小さいと

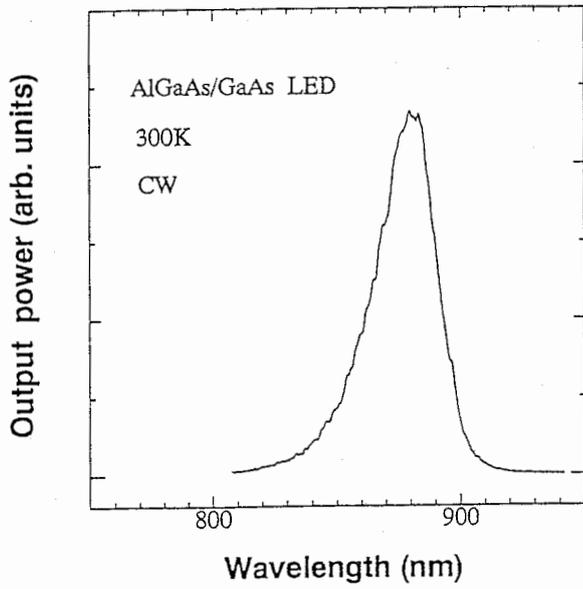


図 4 - 5. GaAs(111)A基板上AlGaAs/GaAs DH LEDの発光スペクトル  
順方向電流は100 mA。(300 K)

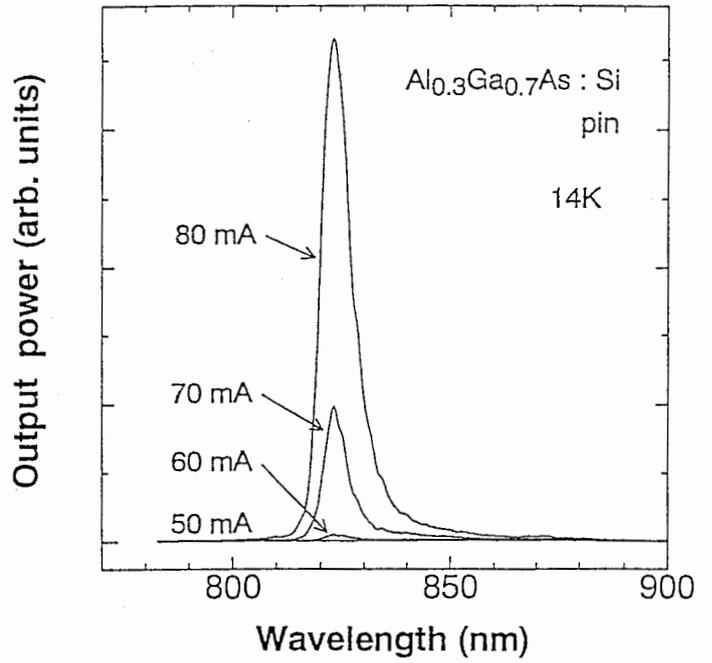


図 4 - 6. GaAs(111)A基板上AlGaAs/GaAs DH LEDの発光スペクトル  
(14K)

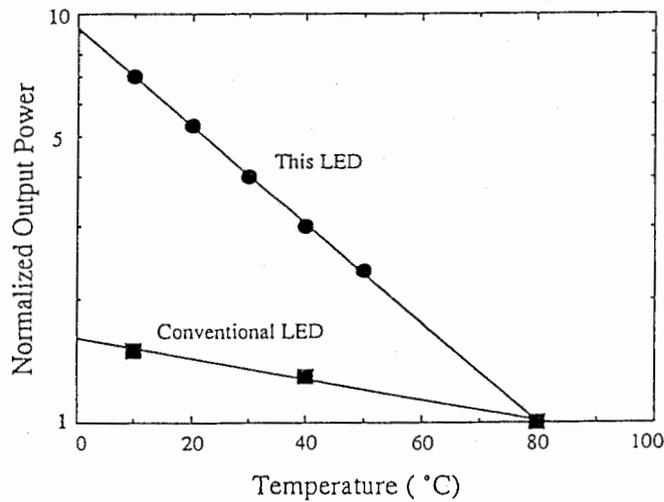


図 4 - 7. GaAs(111)A基板上AlGaAs/GaAs DH LED光出力の温度依存性  
80°Cでの値で規格化している。

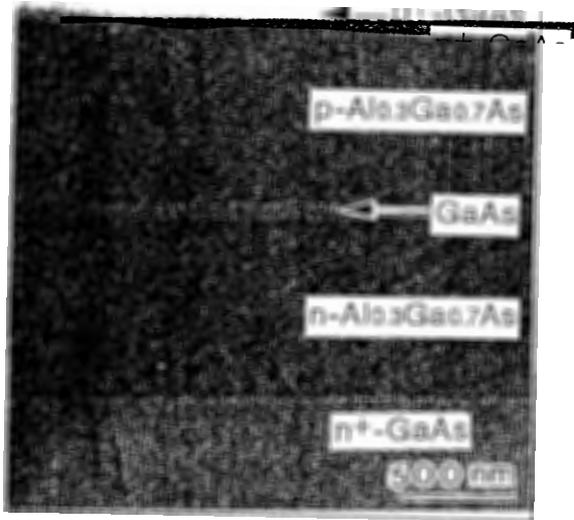


図4-8. GaAs(211)A基板上AlGaAs/  
GaAs DH構造の断面SEM写真

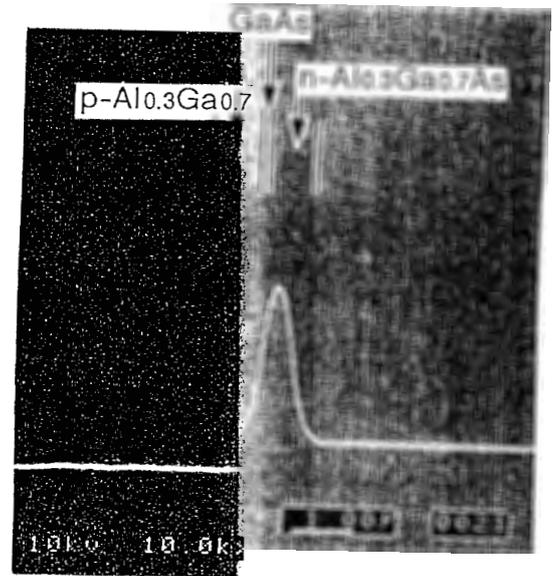


図4-9. GaAs(211)A基板上AlGaAs/  
GaAs DH構造の断面EBIC写真

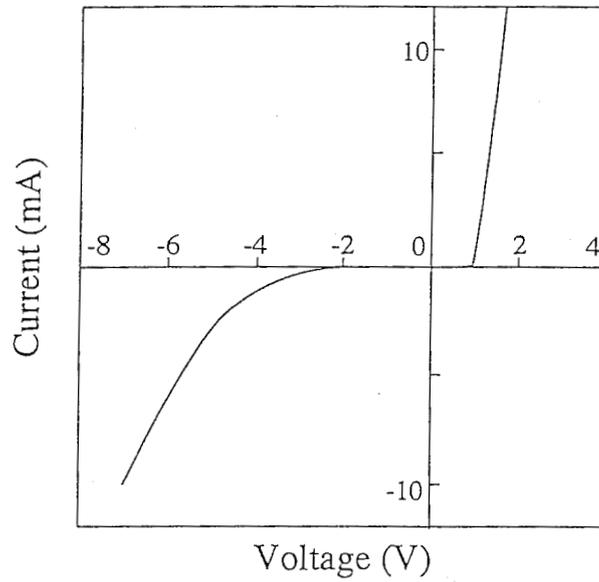


図4-10. GaAs(211)A基板上AlGaAs/  
GaAs DH構造のI-V特性

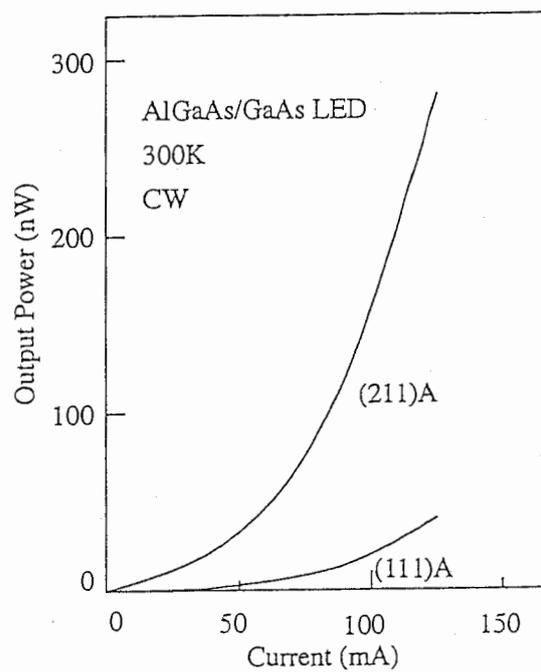


図 4-11. GaAs(211)A, GaAs(111)A 基板上 AlGaAs/GaAs DH LED の I-L 特性

ということが考えられる。さらに、他の要因として図4・8でも見られたように平坦なAlGaAs/GaAsヘテロ界面によると考えられる。GaAs(211)A面上のLEDは、その強度がかなり強く、誘導による発光の部分も大きいことから、さらにデバイス構造および成長条件等を最適化することにより、レーザー作製も可能であると考えられる。

3章において述べたように、p型ドーパントとしてのSiはBeより熱的に安定であることから、ドーパントSiのみでAlGaAs/GaAs DH構造をMBE成長することは、単一ドーパントだけで光デバイスが作製出来るという利点だけでなく、デバイス品質の向上も期待出来る。

#### 4-4. まとめ

GaAs(111)A基板上にSiドーパントのみを用いてAlGaAs/GaAs ダブルヘテロ(DH) 構造LEDを、MBEの成長条件を制御することで作製した。サンプルのI-V特性、CLスペクトルおよびSIMSプロファイルからDH構造ができていることを確認した。300 Kにおける発光スペクトルのピーク波長は875 nmで、i-GaAs層からの発光である。さらに、低温(14 K)で測定した結果、発光スペクトルのピーク強度は電流とともに、ピークシフトもなく増加し、電流80 mAで急激に強くなった。この時、スペクトルの半値幅も300 Kの時と比較して狭くなった。

さらに、(211)A基板上に同様の構造を作製した。注入電流の増加に伴うピークシフトもなく、発光ピーク強度が増加しており、光出力は125 mAで280 nWと(111)A上のLEDよりかなり大きい。この特性向上の原因として、(211)A上のAlGaAs層が(111)A上のものと比べて補償が小さいということ、AlGaAs/GaAs ヘテロ界面が平坦であること等が考えられる。

GaAs(111)AあるいはGaAs(211)A基板上にドーパントSiのみを用いて、AlGaAs/GaAsDH 構造を成長することは単一ドーパントで光デバイスが作製可能であるという利点だけでなく、デバイス品質の向上も期待出来る。また、ドーパントSiのみで作製したLEDは通常のLEDと比較して発光強度も強く、自然発光だけでなく誘導も起きていることから、構造および成長条件を最適化することで、レーザー作製も可能であると考えられる。

## 第5章 結言

第1章では、高指数面は従来の(100)面にはない材料としての特徴、さらにはこれまで明らかにしてきたGaAs(111)A面の特徴について述べた。

第2章では、高指数面の特徴の一つであるGaAs ( $n11$ )A ( $n \leq 3$ ) 面上に成長したSiドープGaAs, AlGaAs層の伝導型の成長条件(フラックス比)および基板傾斜(オフ)角依存性について報告した。これらの伝導型はフラックス比が大きくなるに従い、p型からn型に変化する傾向を示す。また、基板のオフ角度の増加とともに、このp型の領域は狭くなり、(311)Aではn型になり易いという傾向を示す。さらに、SiドープAlGaAs層の表面モロロジーはGaAs層と同様に基板のオフ角度に強く影響され、鏡面のものは角度5度以上の場合に得られた。これらの結果はGaAs(111)A基板のオフ角度が表面モロロジーや不純物濃度を制御するのに重要な要因となっていることを示している。

第3章では、GaAs(111)A基板上にSiドーパントのみを用いて成長したp-n接合LEDについて報告した。サンプルのI-V特性およびCLスペクトルからp-n接合ができていることを確認した。発光スペクトルのピーク強度はp型ドーパントとしてBeを用いて成長したものと同等であった。その強度は電流の増加に伴い、Beドープサンプルで見られたような発光ピーク波長のシフトを引き起こすことなく、増加した。この理由としては、p型ドーパントとしてのSiがBeより熱的に安定であることに起因している。さらに、ドーパントSiのみを用いて成長したLEDのデバイス品質は成長条件を変化させるために生じる成長中断において温度を変えて一定になった後の保持時間に強く影響されることが分かった。以上の結果から、GaAs(111)A基板上へのドーパントSiのみを用いたMBE成長はp-n接合デバイスの作製に有効であり、その性能向上には成長中断時間の制御が重要な要因であることが分かる。

第4章では、GaAs(111)A基板上にSiドーパントのみを用いて成長したAlGaAs/GaAsダブルヘテロ(DH)構造LEDについて報告した。サンプルのI-V特性、CLスペクトルおよびSIMSプロファイルからDH構造が出来ていることを確認した。300 Kにおいて、ピーク波長875 nmのi-GaAs層からの発光が見られた。さらに、低温(14 K)で測定した結果、発光スペクトルのピーク強度は電流の増加とともに、急激に強くなり、スペクトルの半値幅も300 Kの時と比較して狭くなった。また、(211)A基板上に成長したAlGaAs/GaAs DH LEDは、(111)A上より光出力は125 mAで280 nWと向上している。この原因としてはAlGaAs層の結晶性向上あるいは平坦なAlGaAs/GaAs界面に起因していると考えられる。

GaAs(111)AあるいはGaAs(211)A基板上にドーパントSiのみを用いて、GaAs, AlGaAs p-n構造を成長することは単一ドーパントで光デバイスが作製可能であるというだけでなく、デバイス品質の向上にも有効である。

以上述べたように、デバイス特性は半導体の表面、界面の物性に影響されるので、結晶面方位の違いによる物性を活用することで、デバイス特性の改善や新しい特性のデバイスの実現が期待できる。今後、このような高指数面の持っている物性の特徴を生かし、発光デバイスを作製することにより、高機能の発光素子が出来ると考えられる。

## 謝辞

本研究の推進にあたり常に御指導を賜りました、ATR光電波通信研究所 猪股英行社長、古濱洋治前社長（現郵政省通信総合研究所）、渡辺敏英室長、小林規矩男前室長（現NHK技研）に感謝いたします。また、有意義な議論をして頂いた武部敏彦主任研究員（現住友電気工業）、実験の遂行におきまして多大の協力を頂きました藤井元忠研究員（現三菱電線）、山本悌二研究員、稲井誠研究員、篠田明典研究員（以上現村田製作所）、似鳥耕一研究員（現ビクター）、嶋田和俊研究員（現日本ヒューレットパッカード）並びに通信デバイス研究室の皆様に感謝致します。

さらに、AlGaAs/GaAs DH 構造LEDの作製、評価並びに有益な議論をして頂いた名古屋工業大学共同研究センター長 梅野正義教授、同極微構造デバイス研究センター 江川孝志助教授に深く感謝致します。

## 文 献

- [1] K. W. Goossen, E. A. Caridi, T. Y. Chang, J. B. Stark, D. A. B. Miller and R. A. Morgan: Appl. Phys. Lett. 56 (1990) 715.
- [2] T. Hayakawa, M. Kondo, T. Suyama, K. Takahashi, S. Yamamoto and T. Hijikata: Jpn. J. Appl. Phys. 26 (1987) L302.
- [3] J. M. Ballingall and C. E. C. Wood: Appl. Phys. Lett. 41 (1982) 947.
- [4] W. I. Wang, E. E. Mendez, T. S. Kuan and L. Esaki: Appl. Phys. Lett. 47 (1985) 826.
- [5] S. Subbanna, H. Kroemer and J. L. Merz: J. Appl. Phys. 59 (1986) 488.
- [6] T. Takamori, T. Fukunaga, J. Kobayashi, K. Ishida and H. Nakashima: Jpn. J. Appl. Phys. 26 (1987) 1097.
- [7] H. P. Meier, R. F. Broom, P. W. Epperlein, E. van Gieson, Ch. Harder, H. Jackel, W. Walter and D. J. Webb: J. Vac. Sci. & Technol. B6 (1988) 692.
- [8] Y. Kadoya, A. Sato, H. Kano and H. Sakaki: J. Cryst. Growth 111 (1991) 280.
- [9] T. Yamamoto, M. Inai, T. Takebe and T. Watanabe: J. Vac. Sci. & Technol. A11 (1993) 631.
- [10] Y. Okano, M. Shigeta, H. Seto, H. Katahama, S. Nishine and I. Fujimoto: Jpn. J. Appl. Phys. 29 (1990) L1357.
- [11] M. Shigeta, Y. Okano, H. Seto, H. Katahama, S. Nishine and K. Kobayashi: J. Cryst. Growth 111 (1991) 248.
- [12] M. Fujii, T. Yamamoto, M. Shigeta, T. Takebe, K. Kobayashi, S. Hiyamizu and I. Fujimoto: Surf. Sci. 267 (1992) 26.
- [13] T. Takebe, M. Fujii, T. Yamamoto, K. Fujita and K. Kobayashi: J. Cryst. Growth 127 (1993) 937.
- [14] W. Q. Li and Pallab K. Bhattacharya: IEEE Electron Device Lett. 13 (1992) 29.
- [15] C. E. C. Wood, D. Desimone, K. Singer and G. W. Wicks: J. Appl. Phys. 53 (1982) 4230.
- [16] T. A. Flain and P. E. Ownby: J. Vac. Sci. & Technol. 8 (1971) 661.
- [17] X. Q. Shen, M. Tanaka and T. Nishinaga: 11th Symp. Record of Alloy Semiconductor Physics and Electronics (Kyoto, 1992) p.333.
- [18] E. F. Schubert: J. Vac. Sci. Technol. A8(3) (1990) 2980.
- [19] S. M. Sze: Physics of Semiconductor Devices (John Wiley & Sons, New York, 1981) 2nd ed., Chap.2, p.81.
- [20] Y. Iimura, T. Shiraishi, H. Takasugi and M. Kawabe: J. Appl. Phys. 61 (1987) 2095.
- [21] H. Nagai, Y. Noguchi and S. Sudo: Appl. Phys. Lett. 54 (1989) 1719.

## 本報告に関する発表論文

- [1] K. Fujita, T. Yamamoto, T. Takebe and T. Watanabe: 'Substrate Misorientation Effects on Silicon-Doped AlGaAs Layers Grown on GaAs(111)A by Molecular Beam Epitaxy', Japan. J. Appl. Phys. 32 (1993) L978. ----- 第2章
- [2] K. Fujita, A. Shinoda, M. Inai, T. Yamamoto, M. Fujii, D. Lovell, T. Takebe and K. Kobayashi: 'MBE growth of GaAs p-n junction LEDs on (111)A GaAs substrates using only silicon dopant', J. Cryst. Growth 127 (1993) 50. ----- 第3章
- [3] K. Fujita and T. Watanabe: 'Characterization of GaAs P-N Structures Grown on GaAs(111)A Substrates Using Controlled All-Silicon Doping', Japan. J. Appl. Phys. 34 (1995) 430. ----- 第3章
- [4] K. Fujita, K. Nitatori, M. Hosoda, T. Egawa, Y. Niwano, T. Jimbo, M. Umeno and T. Watanabe: 'Molecular beam epitaxial growth of AlGaAs p-n junctions on GaAs (111)A substrates using only silicon dopant', J. Cryst. Growth 146 (1995) 384. ----- 第4章
- [5] T. Egawa, Y. Niwano, K. Fujita, K. Nitatori, T. Watanabe, T. Jimbo and M. Umeno: 'First Fabrication of AlGaAs/GaAs Double-Heterostructure Light-Emitting Diodes Grown on GaAs(111)A Substrates Using Only Silicon Dopant', Japan. J. Appl. Phys. 34 (1995) 1270. ----- 第4章
- [6] K. Fujita, H. Ohnishi, T. Egawa, Y. Niwano, T. Jimbo, M. Umeno and T. Watanabe: 'AlGaAs/GaAs Double-Heterostructure LEDs Grown on GaAs(211)A Substrates Using Only Silicon Dopant', Proc. Intern. Conf. Semiconductor Heteroepitaxy (Montpellier, 1995) p.118. ----- 第4章

## 略語一覧

- (1) CL --- Cathodo Luminescence  
(2) DH --- Double Hetero  
(3) EBIC --- Electron Beam Induced Current  
(4) EL --- Electro Luminescence  
(5) LED --- Light Emitting Diode  
(6) MBE --- Molecular Beam Epitaxy  
(7) SEM --- Scanning Electron Microscopy  
(8) SIMS --- Secondary Ion Mass Spectroscopy