

Title	高周波GaAs系ヘテロ接合電界効果トランジスタ用エピ タキシャルウェハのMOVPE成長技術に関する研究
Author(s)	坂口, 春典
Citation	大阪大学, 2009, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/27626
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

高周波GaAs系ヘテロ接合 電界効果トランジスタ用 エピタキシャルウェハの MOVPE成長技術に関する研究

2009年

坂口 春典

坂ロ

94

# 高周波 GaAs 系ヘテロ接合 電界効果トランジスタ用 エピタキシャルウェハの MOVPE成長技術に関する研究

# 2009 年

坂口 春典

目 次

1. 序論	1
1-1. 本研究の背景と研究課題、目的	1
1-2. ヘテロ接合電界効果トランンジスタ用エピタキシャルウェハ	2
1-2-1. ヘテロ接合電界効果トランンジスタ用エピタキシャルウェハの	
概要	2
1-2-2. 高出力ヘテロ接合電界効果トランンジスタ用エピタキシャル	
ウェハへの要求と MOVPE の課題	3
1-3. MOVPEの概要と成長制御	5
1-3-1. MOVPE	5
1-3-2. 輸送律速による成長速度制御:超薄膜の膜厚制御	7
1-4. 本論文の構成	9
2. n型ドーピング -競合吸着モデルによるドーピングメカニズムの解明-	11
2-1. 緒言:n型ドーピングへの要求と課題	11
2-2. 実験	12
2-3. 結果と討論	12
2-4. 結言	19
3. プレーナドーピング	21
3-1. 緒言:プレーナドーピングの利点と課題	21
3-2. Siの吸着、脱離モデル:ドーピングメカニズム	21
3-3. 実験方法	22
3-4. シリコンプレーナドーピング	24
3-4-1. 吸着	24
3-4-2. 脱離	25
3-4-3. 気相反応	28
3-5. プレーナドープシュードモルヒック高電子移動度トランジスタ用	32
エピタキシャルウェハの成長	
3-6. 結言	33
4. バッファ層成長	34
4-1. 緒言	34
4-2. 高出カヘテロ接合電界効果トランンジスタの高効率化を実現する	
バッファ層の性能 ーバッファ効果とバリア効果ー	34
4-3.深い準位の制御と低減	35
4-4.n型不純物の低減	36

	4-5. 高純度p型AlGaAs/GaAs多層ヘテロバッファ層	36
	4-6. 結言	40
5.	低温成長 -表面反応律速モデルによる鏡面高純度成長-	41
	5-1. 緒言 -低温成長の必要性と課題-	41
	5-2. 実験方法	42
	5-3. 実験結果	42
	5-3-1. GaAsの低温成長	42
	5-3-2. 低温成長GaAsの特性	45
	5-3-3. AsH₃分圧の効果	45
	5-4. 成長メカニズムの考察	48
	5-5. 結言	52
6.	フェースダウンMOVPEによる大口径高出力へテロ接合電界効果トランジスタ用エピ	54
	タキシャルウェハの多数枚成長技術	
	6-1. 緒言	54
	6-2.フェースアップMOVPEの問題	56
	6-3. フェースダウンMOVPEのコンセプト	57
	6-4. 高純度AlGaAs成長	58
	6-4-1. AlGaAs結晶中への炭素アクセプタ混入モデルとフェースアップ	
	MOVPEにおける対策の限界	58
	6-4-2.フェースダウンMOVPEによる炭素混入の低減	60
		61
	6-5-1. 界面の不純物汚染問題	61
	6-5-2. in-situ cleaning	63
		63
	6-6. フェースタウンMOVPEによる4インチ及ひ6インチ高出カヘテロ接合電界	
	効果トフンンスダ用エビダキンヤルワェハの高均一高再現多数枚成長技術 の88%	<b>6</b> 5
		65 05
		65
	6-6-2.41ンナ高電ナ移動度トランンスタ用エヒタキンヤルウェハ の天中地・株正用地	
		68
	0-0-3. ナンダル携帯电話用局田ノダノルヘナリンユートセルビック 古電ご投動在レニンジックロナピタナシューウェッのプロ	71
	同电丁 / 物則皮 トフノンスダ 用 エビダ ヤンヤル・ノエハ の 成長 6 _ 6 _ 1 _ 6 ノンチ 名 数 枚 ポ 目	/
	0-0-4.01ノア多数仪成技 6_7 结号	12
		/6

7. 結論

謝辞

研究業績

80

81

iii

#### 第1章 序論

1-1. 本研究の背景と研究課題、目的

高周波化合物半導体デバイスは携帯電話、衛星放送受信機などの無線機器の高周波送受信 素子として必須のデバイスでありマルチメディアの波とともに大きな発展を遂げている。この高周 波化合物半導体デバイスの主要デバイスである高電子移動度トランジスタ(HEMT)やシュードモ ルヒックHEMT(PHEMT)などのヘテロ接合電界効果トランジスタ(HFET)は化合物半導体の超薄膜 多層エピタキシャルウェハ(以下、エピタキシャルをエピと略す)を用いてつくられる。そして、有機 金属気相エピタキシャル成長法(MOVPE)はこのエピタキシャルウェハの量産技術として確固たる 地位を築いている。

MOVPEの本格的な研究は、1968年H.M.Manasevitら<sup>1)</sup>に始まる。彼らは、多くの化合物半導体 結晶の成長に成功したが、原料純度が悪くデバイスへの適用には至らなかった。その後10年ほど 低迷の時期が続いたが、1977年、ロックウェル社のR.D.Dupuisら<sup>2)</sup>がAlGaAs/GaAsダブルヘテロ レーザー(DH-LD)の開発に成功し、急速にMOVPE成長技術の開発が進んだ。その結果、現在 ではAlGaAs系LD、InGaAsP系LD、AlGaInP系LDなどLDエピの分野では、主要量産技術として 揺るぎない地位を築いている。一方、化合物半導体電子デバイスの分野では、分子線エピタキシ ー(MBE)を用いてエピ構造開発が行われ、MOVPEはその後を追う形で量産技術に力点を置いた 開発が進んだ。その結果、1984年に小林ら<sup>3)</sup>によりAlGaAs/GaAs系HEMTエピが、1989年に A.G.Tompsonら<sup>4)</sup>によってAlGaAs/InGaAs系PHEMTエピが開発され、MBEエピと同等以上の性能 を示すことが実証された。さらに、1992年には4インチHEMT-ICエピの超均一多数枚成長技術が 報告され<sup>5)</sup>、化合物半導体電子デバイス用エピウェハの量産技術としての可能性を示した。

しかし、本研究に着手した当時(1980年代後半)、これらHFETを含む高周波化合物半導体デバ イスのエピタキシャル成長法の主流はやはりMBEであり、MOVPEはその量産技術としてのポテン シャルは期待されていたものの、HFETなどの高周波デバイスの性能はMBEに比べ劣っており、ま して量産規模でのHFET用エピウェハの開発には多くの解決すべき課題があった。

その課題を以下に示す。即ち、MOVPE研究の主流であった光デバイス用のエピタキシャル成長 では、①ドーピングは数100nm~数μmの厚さのエピ層へのドーピングでありドーピングプロファイ ルの急峻性は余り問題とされないのに対し、HFETでは数nmの超薄膜への精密なドーピングと急 峻なドーピングプロファル形成が必要であること、②光デバイスのエピ結晶構造は共に高濃度に ドーピングした半導体基板とバッファ層を基本とする構造であるため、バッファ層の残留不純物や バッファ層と基板の界面(いわゆる、エピ/基板界面)の不純物がほとんど問題にならないのに対 し、HFETでは良好なピンチオフ特性が必須であるため、低リーク電流を実現する高純度バッファ 層や高純度エピ/基板界面の成長技術の開発が必要であること、③光デバイス用のエピウェハ のサイズは3インチが最大であるが、HFETでは4~6インチの大口径エピウェハの高均一高再現 性の多数枚成長技術開発が必要であること等である。 そのため、実際にこのHFETのMOVPEエピタキシャルウェハの量産を実現するためには、超薄 膜制御、ドーピング制御、プレーナドーピング、低リーク高純度バッファ層、高均一高再現性成長、 そしてこれらを両立させた大口径多数枚成長技術の開発など、多くの技術開発が必要であった。

本研究ではこれらの課題にひとつひとつ取り組み、その結果、現在ではPersonal Digital Celluar (PDC)方式の国内携帯電話の高周波高出力アンプの殆どは、本研究により開発したMOVPE成 長技術により製造された4~6インチ直径のダブルヘテロ構造PHEMT(DHPHEMT)エピなどのHFET エピウェハを用いて製造されるまでになっている。

本論文は、上記の課題を解決するために行った、GaAs, AlGaAs, InGaAsの超薄膜多層構造からなる高出力HFETエピウェハのMOVPE成長技術の一連の研究結果をまとめたものである。

1-2. ヘテロ接合電界効果トランジスタ用エピタキシャルウェハ

1-2-1. ヘテロ接合電界効果トランジスタ用エピタキシャルウェハの概要

図1に高周波用のGaAs系HFETをエピタキシャルウェハの構造の点から分類したものを示す。ヘ テロバッファFET、HEMT、PHEMT、DHPHEMTなどを総称してHFETと呼ぶ。



図1. 高周波電界効果トランジスタエピタキシャルウェハの構造

1-2-2. 高出カヘテロ接合電界効果トランジスタ用エピタキシャルウェハへの要求とMOVPEの 課題

高周波化合物半導体デバイスの性能は、そのエピウェハの品質、構造に大きく依存する。デバ イス性能の向上を図るためには、デバイス性能とエピ特性、構造、品質との関係を明らかにする 事が重要である。そのためには、エピウェハ開発者も、デバイスが使われるシステム、回路からの 要求や、デバイスの動作原理、デバイスが作られる微細加エプロセスを理解し、エピ成長への深 い理解をふまえた上で、個々のデバイス構造及びプロセスに合わせてエピウェハ開発を行ってい く必要がある。高周波化合物半導体デバイス用エピ結晶は、当初、MBEで開発されてきたため、 結果的にエピ構造がMBEエピの品質、成長法にあわせたものとなっている。そのため、エピウェハ の特性、品質とデバイス特性の関係が必ずしも明確になっていない。従って、MOVPEでエピウェ ハを開発する場合、MBEで開発された構造を単にそのまま再現するだけでなく、MOVPEエピ結晶 の特徴とデバイス性能の関係を明らかにし、より積極的にエピウェハの特徴をデバイス性能の向 上に行かしていく開発が重要である。

MBE は成膜原理がシンプルでよく分かっているため、成膜の制御性がよくエピウェハの均一性 や超薄膜構造の制御、界面急峻性に優れている。また、高抵抗バッファ層ができるので HFET の 耐圧も高い。しかし、成長反応が非平衡的であり、化学反応によるエネルギー安定化の過程をた どらないため、MOVPE などに比べると結晶性が必ずしもよくない。そのため、高抵抗バッファ層に は酸素などに起因した多くの深い準位(ディープレベルとも称す)が存在する。これがあるとキャリ アの充放電の時定数が長くなるため FE T の高周波動作でキンクやヒステリシスといった非線形効 果(寄生効果)を生じる。また、分子源の蒸気圧が成長を重ねるごとに徐々に変化していくため成 長の再現性が十分でない、超高真空の大型チャンバの製作が難しいため 6 インチエピの多数枚 成長が困難であり、超高真空装置の維持が難しく装置の稼働率が低いといった量産技術の問題 がある。

これに対し、MOVPE は CVD の1種であるため量産装置としてのポテンシャルが高く、装置の大型化に対する技術的な障壁が少ない。また、熱平衡に近い状態で成長するため結晶品質が比較的良い。深い準位の源である酸素や水分などの不純物の反応炉内への混入に対しても、MBE はそうした不純物原子と Ga、AI、As原子の反応空間中の濃度比のオーダーでエピ層中に不純物が取り込まれるのに対し、MOVPE では還元性雰囲気である水素中での成長であり、かつ AsH<sub>3</sub>の分解で生じた水素ラジカルが酸素や炭素と反応し、しかも、AsH<sub>3</sub>をエピ結晶として固相に取り込まれる AI、Ga、Asの数 10 倍も多く供給して成長できるため、バッファ層に酸素起因のディープレベルが少なく、キンクやヒステリシスのない線形動作の HFET が実現できる。しかし、エピノ基板界面やバッファ層に n 型不純物が取り込まれやすいためピンチオフ特性が不十分で耐圧が低い、アンドープの GaAs や AIGaAsに炭素が取り込まれやすい、超薄膜のドーピング制御が不十分、プレーナドーピングやノンアロイオーミック層の成長技術が未開発といった問題があった。。また、4 インチ や 6 インチの高均一エピウェハを再現性良く成長する量産技術も未開発であった。

表1に従来の MOVPEと MBE の比較及び MOVPE に求められるものをまとめて示す。

表1. 従来の MOVPEとMBE の比較および Advanced MOVPE への要求

	Items	Advanced MOVPE	Conventional MOVPE	MBE	
	Heterointerface	excellent 🗲	good	excellent	19.10.2007
Epi-layers	Buffer layer	pure & precisely <del>&lt;</del> controlled	good ( but C)	good (deep levels)	Kink
	Epi./sub. interface	pure 🗲	contaminated (Si)	contaminated (C,O)	Hysteris
	Uniformity	excellent 🗲	good	excellent	MA
	Interruption by reactor maintenance	short (1~2 days)	short (1~2 days)	long (10~30days)	Problem
Production	Throughput	high (multi-wafer system)	not satisfactory	not satisfactory	Son powe FETs !
	Reproducibility	excellent 🗲	good	good	

Suitable for mass production

1-3. MOVPEの概要と成長制御

1-3-1. MOVPE

MOVPE はⅢ族原料に有機金属化合物を、V族原料に水素化物を用いる化合物半導体の気相 エピタキシャル成長法である。気体化したこれらの原料をガス供給配管系を介してリアクタ中の加 熱した基板表面に供給しエピタキシャル成長を行う。MOVPE は原料を適当に選ぶことにより GaAs、InP、GaN及びこれらの混晶など、殆どすべての化合物半導体を成長できる。

MOVPE 装置の基本構成を図2に示す。HEMT などの HFET エピを構成する GaAs, AlGaAs, InGaAs の成長の場合、Ⅲ族原料にトリメチルガリウム(TMG)、トリメチルアルミニウム(TMA)、トリ メチルインジウム(TMI)などを用い、V族原料にアルシン(AsH<sub>3</sub>)を用いる。TMG、TMA は常温付 近では液体であり、TMI は固体である。これらの有機金属を入れた容器の保持温度を一定とする ことにより蒸気圧を制御し、この飽和蒸気を高純度水素ガスにより基板表面まで輸送する。この 水素ガスの流量を制御し、TMG などⅢ族原料の輸送量を制御する。アルシンは高圧ガスボンベ に水素ガスで希釈して充填され、この流量を制御することにより、輸送量を制御する。これら気体 化した原料はキャリアガスと呼ぶ大量の高純度水素によって 10<sup>-3</sup> ~ 10<sup>-5</sup> に希釈され、ガス供給配 管系を通して 10m/s 以上の高流速で成長炉まで輸送される。各原料の成長炉への導入の切り替 えはベントラン方式と呼ばれる高速マニホールドバルブにより行われる。ガス供給系、成長炉系 は He リークで 1x10<sup>-9</sup>Torr・I/s 以下の気密構造で構成され、ウェハの出し入れはロードロックまた は窒素ボックスを介して行い、大気の進入を防ぐ。

MOVPE 成長 GaAs の成長速度と成長温度との関係を図3に示す<sup>6)</sup>。600~800°Cでは温度にほ とんど依存しない物質輸送律速である。MOVPE では一般にこの輸送律速領域で成長を行う。従 って、成長の制御は原料ガスの成長表面への輸送量の制御によって行われる。成長速度はⅢ族 有機金属化合物の成長表面への供給量に比例し、V族原料の供給量には依存しない。V族原 料はⅢ族原料より遥かに多く供給され、純度や結晶性に影響する。原料ガスの輸送量、即ち流量 一定で成長速度を一定とし、供給時間を制御することによりエピタキシャル層の膜厚を1分子層か ら数 10μm まで制御できる。 混晶の組成もⅢ族原料の供給比、即ち、成長速度比で決まり成長 表面へ供給する原料種を切り替えることにより連続的に超格子構造のような多層膜を成長できる。 また、原料の供給量を流量制御装置(マスフローコントローラー)により自由に変えられるので、厚 さ方向の組成のプロファイルを任意に制御できる。キャリア濃度もドーパントガスの供給量を制御 することにより同様に制御できる。このように、MOVPE では輸送量制御を精密に行うことによりエ ピ構造を正確に制御できる。







図3. GaAsの成長速度の成長温度依存性

1-3-2. 輸送律速による成長速度制御:超薄膜の膜厚制御

MOVPE における原料ガス供給系を電気回路にたとえると、流量が電流に、圧力は電圧に相当 する。原料の輸送量制御を正確に行うためにはこれらの量の制御がきわめて重要である。過去、 MOVPE は MBE に比べ、制御性が劣ると言われていた。これは、初期の装置系では、流量制御の みで、内圧の検知、制御が十分行われていなかったためである。例えば、有機金属化合物の輸 送量は温度によって決まる蒸気圧とこの飽和蒸気を運ぶ水素キャリアの流量、そして有機金属を 入れた容器内の圧力で決まる。この内圧が制御されていないと、下流側のバルブの開閉や流量 変更による圧損の変化により容器内の圧力が変化する。その結果、原料ガスの濃度が変化し、 見かけ上水素キャリアの流量が一定でも原料ガスの流量が変化してしまう。また、ベントランのバ ルブ切り替え時の差圧や、リアクタ内の対流、基板の上流側の炉壁への堆積も輸送量制御を不 安定にする。これら、従来の問題点とその対策を表2に示す。差圧制御、圧損均等化、デッドスペ ースフリー、常時ガス高速パージ、独立配管などの対策を行った MOVPE 装置の基本構成を図4 に示す。

ガス供給配管系の原料供給制御技術は成熟技術となっている。リアクタ系も、層流制御のため の流体解析や熱環境の解析が行われ<sup>7)</sup>、フローチャンネル形状の最適化や排気流制御、温度分 布制御が行われた。その結果、今では分子層オーダーの膜厚制御やヘテロ界面の制御は確立し た技術となっている。GaAs 超薄膜の膜厚制御性を多重量子井戸構造(MQW)のPL スペクトルより 評価した結果を図5に示す。

問題点(輸送律速阻害要因)	対 策
有機金属容器内の圧力変動	自動圧力制御
バルブ切り替え時の圧力サージ	差圧制御、圧損均等化
配 管 、バ ル ブ 内 の 原 料 ガ ス の 対 流 、吸 着	Dead space free バルブ 常時ガスパージ 高温焼きだし対応MFC、 バルブ
配管内の各原料間の中間反応	各 原 料 独 立 配 管 减 圧 成 長
成 長 炉 内 の ガス 対 流	層 流 リア クタ 減 圧 成 長
炉壁への体積	炉壁温度制御

### 表2. 従来の MOVPE 装置の問題点と対策



図4. 対策後の MOVPE 基本構成





1-4. 本論文の構成

本論文の構成を以下に示す。

① 第1章では、MOVPE による高周波化合物半導体デバイス用エピタキシャルウェハ開発の歴 史と現状、本論文の目的について簡単に述べた後、本研究が対象としている高周波化合物半導 体デバイス用エピタキシャルウェハの概要と MOVPE 成長技術の課題について述べる。さらに、 MOVPE の概要と成長速度制御、特に高電子移動度トランジスタなどのヘテロ接合電界効果トラ ンジスタで重要な超薄膜制御技術について述べる。

② 第2章では、SiとSeのドーピングの性状、振る舞いを系統的に調べ、Si とSeがそれぞれⅢ族 サイトとV族サイトにはいるドーパントである観点から、ドーピングメカニズムを考察し、ドーピング 特性がドーパントとⅢ族原料及びV族原料との競合吸着モデルにより理解できることを示す。

③ 第3章では、プレーナドーピングの効果と課題を述べた上で、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>によるプレーナドーピング の支配要因を考察し、プレーナドーピング過程に対するAsH<sub>3</sub>の気相及び表面それぞれの反応ス テージでの関与に着目する。そして、プレーナドーピングがSi<sub>2</sub>H<sub>6</sub>自身の熱分解だけでなく、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>と AsH<sub>3</sub>との気相反応、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>から生成したSixHxのGaAs表面での吸着、脱離過程により支配されてい ると考える。そして、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>のプレーナドーピングが、AsH<sub>3</sub>による気相でのSixHxの生成促進と表面 からのシリコンの脱離促進との競合によって成り立っているモデルを提案し、実証する。さらに、こ れらの理解に基づいたドーピング制御技術により、良好な特性のプレーナドープPHEMT(PD-P HEMT)エピタキシャルウェハを開発したことを示す。

③ 第4章では、HFETエピのバッファ層の役割として、良質な能動層を成長する下地としてのバッファ効果と能動層(チャネル層)からの電流リークを防ぐバリア層としての役割があることを述べ、 線形性の良いHFETの実現にはリーク電流やキンクやヒステリシスのない事が必要であることを述 べる。次に、MOVPEでは深い準位(EL2)の低減技術の開発によりキンクやヒステリシスを抑止し たがバッファ層がn型になりやすいためn型チャネル層に対するポテンシャル障壁が低くリーク電 流が大きくなる問題があったことを述べる。この解決法として、深い準位のない高純度のAlGaAs、 GaAsをベースに浅いアクセプタ準位となる炭素不純物の量とヘテロ構造を制御する高純度p型 AlGaAs/GaAsヘテロバッファ層を提案し、この具現化のために、HFETのΔGmとΔIDによる評価 法を考案し高純度ヘテロバッファ層を開発したことを示す。

⑤ 第5章では、バッファ層/基板界面のn型不純物汚染の原因となりうるオートドーピングの抑止や高抵抗バッファ層の実現が期待できるGaAsの低温成長の実現のために、表面欠陥が多発する従来の問題を成長メカニズムに立ち返って考察し、表面欠陥発生が成長律速の遷移に伴う現象であるとの仮説をたて、成長温度を更に低温にすることで、表面欠陥のない安定したエピ成長を実現した事を示す。さらに、低温では炭素が取り込まれやすくなる問題を高AsH3分圧下での成長により解決し、高純度鏡面低温成長を実現したことを示す。

⑥ 第6章では、従来のフェースアップ型MOVPEの問題を述べ、フェースダウンMOVPEを提案し、 これによる高純度AlGaAsの成長実現、in-situ cleaningによるバッファ層/基板界面の高純度化 を示す。さらに、バッファ層/基板界面の高純度化の効果として薄膜バッファHEMTエピでの高電 子移動度実現を示す。また、大口径多数枚成長実現のための成長リアクタ内原料分解制御のコ ンセプトを提案し、これに基づいて開発したフェースダウンMOVPE炉により、4インチ及び6インチ DHPHEMTエピタキシャルウェハの高均一高再現量産技術を開発したことを示す。 ⑦ 第7章では本研究の結果を総括する。

#### 参考文献

- 1) H. M. Manasevit: Appl. Phys. Lett. 12 (1968) 156.
- 2) R. D. Dupuis and P.D.Dapkus: Appl. Phys. Lett. 31 (1977) 466.
- 3) Y. Takanashi and N. Kobayashi: IEEE Electron Devices EDL-6 (1985) 154.
- 4) A. G.Tompson, Bor-Yen Mao, and G. Y. Lee: Appl. Phys. Lett. 55 (1989) 2208.
- 5) K. Shiina: Inst. Phys. Conf. Ser. (IOP Publishing, Bristol & London, 1993) 129, p. 61.
- 6) D. H. Reep and S. Chandi: J. Electrochem. Soc. 130 (1983) 675.
- 7) G. S. Tompa, P.A.Zawadzski, K. Moy, M. McKee, A. G. Tompson, A. I. Gurary, E. Wolak, P. Esherick, W. G. Brelland, G. H. Evans, N. Bulitka, J. Hennessy, and C. J. L. Moore: J. Crystal Growth 145 (1994) 655.

#### 第2章 n型ドーピング

#### - 競合吸着モデルによるドーピングメカニズムの解明-

2-1. 緒言:n型ドーピングへの要求と課題

MOVPE は HEMT エピウェハの成長に用いられている。HEMT 構造のエピ成長では数 10nm の 超薄膜のキャリア供給層などへ、バンド設計どおりの n 型ドーピングを実現する必要がある。数 10 nm のキャリア供給層中で、厚さ方向、即ちエピ成長方向のドーピング濃度変動やキャリア供給層 と隣接するエピ層界面でのドーピング遷移層が存在すれば、実効的なドーピング厚さの設計値か らのずれや、ヘテロ界面とドーピング界面のずれをもたらし、結果として閾値電圧(V<sub>th</sub>)の設計値か らの乖離をもたらす。また、エピウェハ面内でのドーピング濃度のばらつきは、V<sub>th</sub>のばらつきをも たらす。それゆえ、n 型ドーピングの精密な制御は非常に重要である。

HEMT 構造の AlGaAs キャリア供給層(Al の組成は 20~30%程度)の n 型ドーピング精密制御のためには、その基本となる GaAs のドーピングを支配する要因を明らかにする必要がある。

GaAsのn型ドーピングに関してはSiH4<sup>12</sup>やSi<sub>2</sub>H6<sup>34)</sup>などのIV族のドーパントを用いたもの、H2Se <sup>5.6)</sup>やH<sub>2</sub>S<sup>7)</sup>などのVI族のドーパントを用いたものなどの報告がある。これらの研究は、半導体レー ザ用エピ結晶の比較的厚いn型GaAs層やAlGaAs層へのドーピングを対象としており、実用的な ドーピング制御の観点から、ホスト原料であるTMGやAsH3の気相濃度、成長温度、成長速度、 V/III比などの成長パラメータを一定とした条件で、ドーピング濃度のドーパント原料供給量依存 性が調べられている。しかしながら、現実のエピ成長では、所望のエピ構造や品質を得るために これらの成長パラメータを最適化して、ドーピングを行う。具体的にはHEMT構造のエピタキシャ ル成長では、超薄膜成長での膜厚の精密制御とスループット向上を目的としたHEMT構造エピ全 体の成長時間の短縮のために各層の膜厚に応じて成長速度を最適化し、さらにはドーピングする 母体となるアンドープGaAsやAlGaAsの高純度化(具体的にはTMGから取り込まれる炭素や AsH3中のSi水素化物やGe水素化物などのn型不純物の低減)のためにV族とIII族の分圧比で あるV/III比や成長速度を最適化する。したがって、各層ごとに成長パラメータは異なる。はたし てこれらの成長パラメータに対してドーピング現象は独立であろうか。

MOVPE は基本的に化学反応を用いた結晶成長であり、ドーピングもドーパント原料とホスト原料との気相中での化学反応やドーパント種と成長表面の反応種との表面反応に少なからず影響を受けるはずである。従って、ホスト原料の気相濃度や、成長速度、成長温度、V/III比の影響を受けると予想される。

即ち、ドーパント原料が分解して、結晶成長表面に吸着し、ドーピングサイト(ドーパント原子が 置換してドナーとなる結晶格子のサイト)に取り込まれる過程を考えると、ドーピング現象は、1)気 相反応:気相中でのドーパント原料の熱分解ならびにドーパント原料とホスト原料の気相反応と、 2)表面反応:結晶成長表面へのドーパント原子の吸着と脱離、に支配されるであろう。熱分解は ガス温度に、気相反応はそれに加え双方の気体の衝突確率、即ち、分圧に支配されるであろう。 表面への吸着はドーパント原子とホスト原子の競合吸着となり(ここでのホスト原子はドーピングサ イトのホスト原子)、この競合はドーパント原子とホスト原子の表面への衝突確率に支配され、これ は、ドーパント原料とホスト原料の気相の分圧比と各々の熱分解によって支配されるであろう。ま た、脱離はドーパント原子の蒸気圧の観点から表面温度に影響されるであろう。

しかし、従来の研究では、これらの気相反応や表面反応などのドーピングメカニズムの観点からは体系的に研究されていなかった。

ここでは、これらの要因の影響を体系的に調べるため、Ⅳ族のドーパントであるSiH₄や Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>の ドーピングの振る舞いとⅥ族のドーパンドである H<sub>2</sub>Se のドーピングの振る舞いを、ドーパント原料 及びホスト原料のモル分率(以下[SiH₄]、[Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>]、[H<sub>2</sub>Se]、[TMG]および[AsH<sub>3</sub>]と示す)及び成 長温度の関数として研究した。[TMG]、[AsH<sub>3</sub>]は独立に変えてドーピング現象を調べた。また、こ の場合、これらの比、即ち、[AsH<sub>3</sub>]/[TMG](いわゆる V/Ⅲ比)や成長速度も広い領域で変化し ており、これらの観点からも考察した。これらの体系的な実験の結果を元に、MOVPE の GaAs 成 長における n 型ドーピングのメカニズムについて考察した。

#### 2-2. 実験

MOVPE 成長は成長圧力が常圧の縦型の反応炉で行った。水素ガスをキャリアガスとして用い 流量は5 1/minである。反応炉の加熱は、サセプターを高周波加熱によって加熱することにより行 った。成長実験にはアンドープのLEC 成長半絶縁 GaAs(100)基板とシリコンドープのボート成長 n型 GaAs(100)基板を用いた。Ga の原料として TMG を、As の原料として水素で 10%濃度に希 釈しAsH<sub>3</sub>を用いた。ドーパントソースはSiH<sub>4</sub>とSi<sub>2</sub>H<sub>6</sub>とH<sub>2</sub>Seをそれぞれ、ガスボンベに水素で希釈 して充填したものであり、濃度はSiH<sub>4</sub>が 6.3ppm、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>が 4.4 ppm、H<sub>2</sub>Se が 5ppm である。成長中 のサセプターの温度は一定に保たれ、その温度は基板の表面の温度と殆ど同じである事を赤外 線輻射温度計によって確認した。エピ層の電気特性はファンデパウ法ホール測定と CV 法により 測定した。

2-3. 結果と討論

TMG やドーパントの気相中のモル分率は一定として、AsH<sub>3</sub>のモル分率、即ち AsH<sub>3</sub>分圧のみを 変えた実験を行った。ドーピングした GaAs エピ層のキャリア濃度の変化を AsH<sub>3</sub> モル分率の関数 として図1に示す。ここで、[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]はモル分率の増加と共に増加している。また、図中の 点線は付図1に示すようにこの実験条件でアンドープ GaAs のキャリア濃度が p 型から n 型へ変 化する境界を示している。Se ドープの GaAs のキャリア濃度は AsH<sub>3</sub>のモル分率を増加させると共 に減少する。この結果は同じVI族のドーパンドである H<sub>2</sub>S を用いた Bass らの Sドープ GaAs の結 果と同じ傾向を示す<sup>7)</sup>。このことは、VI族ドーパントである Se や S はエピ結晶表面の As サイトに 対して As と競合吸着しており、その吸着率はそれぞれのドーパント原料と AsH<sub>3</sub>の気相のモル分 率比によって決まっているといえる。

ー方、SiH<sub>4</sub>ドープとSi<sub>2</sub>H<sub>6</sub>ドープに関しては、キャリア濃度は AsH<sub>3</sub>のモル分率を変えても殆どー 定である。これは、SiH<sub>4</sub>や Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>のドーピングでは、Si と Ga の Ga サイトへの競合吸着となること から、AsH<sub>3</sub>のモル分率、即ち AsH<sub>3</sub>分圧の影響を受けないのは当然である。ただし、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>ドーピン グの場合、[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が 25 以上の領域でドーピング効率が向上している。この原因は、AsH<sub>3</sub> とSi<sub>2</sub>H<sub>6</sub>の気相反応によるものと考えられる。即ち、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>ドーピングにおいてドーピングを促進する シリルアルシンの生成<sup>8)</sup>が AsH<sub>3</sub>分圧の増加により促進されているものと考える。なお、SiH<sub>4</sub>ドーピ ングの場合の[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が 25 以下でのキャリア濃度の増加の原因は現状不明である。



図 1. Si ドープGaAs 及び Se ドープGaAs のキャリア濃度nの AsH₃分圧依存性 [SiH₄]、[Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>]、[H<sub>2</sub>Se]は各々3.1×10<sup>-8</sup>, 1.1×10<sup>-8</sup>, 3.6×10<sup>-8</sup> ----は、本実験におけるアンドープGaAs の p 型から n 型への変化点

逆に、AsH<sub>3</sub> やドーパントの気相中のモル分率は一定として、TMG のモル分率のみを変えた場合の実験結果を図2に示す。この場合、シリコンドープ GaAs のキャリア濃度は TMG のモル分率を 増加させると共に減少する。これは、前述と同様、競合吸着モデルで理解できる。

一方、Seドープの GaAs のキャリア濃度は TMG のモル分率の変化に対して、AsH<sub>3</sub>と TMG の比 [AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が 25 以上の領域では一定であるが、[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が 25 以下の領域では、 [AsH<sub>3</sub>]/[TMG]の減少と共に逆に増加する。この Seドープ GaAs における[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が 25 以下の領域でのキャリア濃度の増加傾向は Bass らによるH<sub>2</sub>Sドープの結果と傾向が一致する<sup>7</sup>。



この現象の原因のひとつとして、GaAs エピ層の成長速度の変化が考えられる。なぜなら成長速 度は TMG のモル分率に比例するからである。キャリア濃度の成長速度に対する依存性を確認す る為に[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が 30 でかつ[Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>]と[TMG]の比あるいは[H<sub>2</sub>Se ]と[AsH<sub>3</sub>]の比が一定 の条件のもとでドーピング成長実験を行った。その結果を図3に示す。Se ドーピングのキャリア濃 度は成長速度の変化に対して殆ど変化していない。したがって、SeドーピングのTMGモル分率依 存性は、成長速度の変化によるものではないということが言える。

今までの結果を整理すると、GaAs エピ層のキャリア濃度は大まかには、Ⅳ族ドーパントの場合 はⅣ族ドーパントと TMG の気相のモル分率の比、Ⅵ族ドーパントの場合は、Ⅵ族ドーパントと AsH<sub>3</sub>の気相のモル分率比に依存する、即ち、基本的には競合吸着によりドーピングが支配されて いると言える。



図 3. Si ドープGaAs 及び Se ドープGaAs のキャリア濃度nの成長速度依存性 [Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>]/[TMG]は 1.4×10<sup>-4</sup> (〇)、[H<sub>2</sub>Se]/[TMG]は 5.2×10<sup>-5</sup>(△), 2. 0×10<sup>-5</sup>(▲)

それでは、図2のSeドーピングの場合に見られる[AsHa]/[TMG]が25以下の領域での複雑な ドーピングの振る舞いの原因は何であろうか。この図2のSeドーピングの場合に見られる[AsH。] /[TMG]=25 というクリティカルな値は、この成長系におけるアンドープの GaAs エピ結晶の p-n 変化点に対応している。すなわちこの成長系ではアンドープの GaAs は[AsH。]/[TMG]が 25 以下 ではp型、25以上ではn型となる。ここで、Asサイトの空孔は[AsH。]/[TMG]が減少すると増加す るという事<sup>9)</sup>、また、アンドープの GaAs 結晶がp型となるのは、As サイトに TMG の分解で生じる炭 素が入りアクセプタとなるためであること 10、従って、[AsH3]/[TMG]が減少すると As サイトの空 孔が増加し、炭素のドーピング効率が増加すると考えられることを考慮すると、同様な理由で、同 じ As サイトに入ってドナーとなる Se のドーピング効率が As サイトの空孔が増加することによって 増加したと推察できる。これらの理由により、アンドープ成長で炭素によるp型ドーピングが顕在化 する[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]=25以下の領域でSeのドーピング効率の増加が顕著となると思われる。一方、 図3において H<sub>2</sub>Se を用いたドーピングの場合、キャリア濃度は成長速度の関数としてそれ程大き な変化はしていないが、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を用いたドーピングの場合はキャリア濃度が成長速度の増加と共に 増加する傾向が見える。これは、図1の場合の[AsH\_]/[TMG]が25以上の領域で、AsH。モル分 率の増加と共にSi,H。を用いたドーピングのキャリア濃度が増加する現象と同様に、AsH。モル分 率、即ち AsH。分圧の絶対値の増加によって引き起こされていると説明できる<sup>8)</sup>。

SiH<sub>4</sub>や Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を用いたシリコンドープ GaAs 砒素のキャリア濃度の成長温度性を調べた結果を 図4に示す。



図 4. Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> 及びSiH<sub>4</sub>を用いて成長した Si ドープGaAs のキャリア濃度nの成長温度 Tg依存性

実験は[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]=30 の領域で行なった。すなわち、この領域ではドーピングの振る舞いは 前述のように競合吸着によって支配されており、現象は単純である。この実験では Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>は気相中 でのシリコン原子の量が、SiH<sub>4</sub>ドーピングの場合と同じとなるように、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>のモル分率はSiH<sub>4</sub>のモ ル分率の 1/2 とした。ドーピング特性は、アレニウスタイプの温度依存性を示した。800°C以下の 成長温度では、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>のドーピング効率はSiH<sub>4</sub>の時よりも高く、800°CではSiH<sub>4</sub>ドーピングの場合と Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>ドーピングの場合のキャリア濃度が一致した。この現象は、800°C以上ではSiH<sub>4</sub>と Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>の熟 分解が殆ど同じ程度になるという事を示している。そして 800°C以下では Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>の熱分解はSiH<sub>4</sub>の それよりもより活性であるという事も示してる。これらの結果から求めたSiH<sub>4</sub>ドーピングとSi<sub>2</sub>H<sub>6</sub>ドー ピングの活性化エネルギーを表 1 に示す。これらの値は、以前報告されたものとわずかに異なっ ている、この違いは、成長中のガス流速の違いによる熱分解特性の微妙な差によって生じている と思われる。

Seドーピングの場合の成長温度依存性を図5に示す。

表 1. Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> 及びSiH<sub>4</sub>ドーピングの活性化エネルギーEa

	$E_{a}$ (eV)		Reactor and growth	
	Si <sub>2</sub> H <sub>6</sub>	SiH4	pressure	
Our work	0.2	1.1	Vertical, 1 atm	
Kuech et al. [3]	0	1.6	Horizontal, 38 Torr	
Ohno et al. [1]	_	1.6	Vertical, 1 atm	
Shimazu et al. [4]	0.8		Vertical, 10 Torr	



図 5. Se ドープGaAs のキャリア濃度nの成長温度 Tg依存性 [H<sub>2</sub>Se]は 1.28×10<sup>-7</sup> (〇)、0.75×10<sup>-7</sup>(〇)、0.5×10<sup>-7</sup> (〇)、0.24×10<sup>-7</sup> (〇)

650℃~850℃の間ではキャリア濃度は一定であるが 650℃以下の成長温度では成長温度の低 下と共にキャリア濃度は増加している。この結果は、Se の蒸気圧の温度依存性を反映したものと 考える。即ち、この温度領域では H<sub>2</sub>Se は AsH<sub>3</sub>に比べ十分熱分解しており、そのため結晶表面へ の Se の供給は As のそれに比べ十分多く、ドーピング特性は Se と As の競合吸着よりも表面に吸 着した Se の脱離によって律速されているといえる。一方、650℃以上の領域では H<sub>2</sub>Se、AsH<sub>3</sub> 共に 十分熱分解しており、ドーピング特性は Se と As の競合吸着、即ち、H<sub>2</sub>Se と AsH<sub>3</sub> の気相のモル分 率比によって支配されているといえる。この事は、図5に示すように H<sub>2</sub>Se のドーピング濃度の広い 範囲にわたって実証された本質的なものといえる。

Stringfellow<sup>11)</sup>によって定義されたドーパントの分配係数Kは、ドーピングが単純にドーパント原料のモル分率と1つのホスト原料のモル分率の比によって支配されている場合には応用できるであろう。これは図1、図2の結果の[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が25以上の領域、即ち、アンドープ GaAs がn型になる領域に当てはまる。今まで述べたように、この領域では、ホスト原子とドーパント原子が結晶表面のホスト原子のサイトを占めるにあたって競合吸着しており、ドーパント原子の吸着量がドーピング原料のモル分率とホスト原料のモル分率の比によって決まっている。すなわち TMG とIV族ドーパントが競合吸着し、AsH<sub>3</sub> とVI族ドーパントが競合吸着する。分配係数系は以下のように記述できる。

$$k = \frac{X_{\rm s}}{X_{\rm v}} = Z \frac{R_{\rm d}}{R_{\rm h}} \frac{B_{\rm d}}{B_{\rm h}},$$

ここでXs はキャリア濃度と Ga または As の格子サイト密度の比、Xvは気相中のドーパントの濃度 と気相中における Ga または As の濃度との比である。Zはドーパントのイオン化係数、Rd とRh は ドーパント原子とホスト原子の吸着係数である。また Bd と Bh はドーパント原料とホスト原料の熱 分解係数である。SiH<sub>4</sub>、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>、H<sub>2</sub>Se、に対する分配係数Kを計算した結果を[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]=30 での成長温度の関数として図6に示す。

分配係数 K の成長温度に対する依存性は、ドーパント原料とホスト原料の熱分解係数の成長温度に対する依存性によって説明する事が出来る。即ち、この温度領域では TMG は完全に分解しているので<sup>12)</sup> Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>とSiH<sub>4</sub>の分配係数の成長温度依存性はこれらの熱分解係数 Bd の成長温度依存性によって決定されていることがわかる。一方、H<sub>2</sub>Se の場合は H<sub>2</sub>Se もAsH<sub>3</sub>も650<sup>°</sup>C以上では は完全に分解すると期待されるので、図 6 の結果は 650<sup>°</sup>C以上では H<sub>2</sub>Se と AsH<sub>3</sub>の吸着係数は等しく、Se は完全にイオン化していることを示している。そして 650<sup>°</sup>C以下では分配係数 K は成長温度の低下と共に増加し 1 以上となる。この分配係数の値はこのような低温では AsH<sub>3</sub>の熱分解率が低下するという事によって理解できる<sup>13)</sup>。



図 6. SiH<sub>4</sub>、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>及び H<sub>2</sub>Se に対する分配係数kの成長温度 Tg依存性

#### 2-4. 結言

MOVPEで成長したn型GaAsのドーピングのメカニズムを体系的に研究し、以下の結論を得た。 GaAs エピタキシャル層のキャリア濃度は、アンドープでGaAs を結晶成長した場合に n型となる [AsH<sub>3</sub>]/[TMG]の領域(本実験では、[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が25以上の領域)では、単純にIV族ドーパ ントの場合はIV族ドーパントと TMG のモル分率比、VI族ドーパントの場合はVI族ドーパントと AsH<sub>3</sub>のモル分率比に依存する、即ち、競合吸着によってドーピングが支配されている。この領域 では、ドーピングの成長温度依存性はドーパント原料とホスト原料の熱分解特性に基本的に依存 している。一方、アンドープのGaAs 結晶がp型となる領域(本実験では[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が25以下 の領域)では、VI族ドーパントであるH<sub>2</sub>Seによるドーピングの場合には、競合吸着の対象ではない TMG のモル分率によって強くドーピング現象が影響を受ける。これは、この領域では、As サイトの 空孔が[AsH<sub>3</sub>]/[TMG の減少によって増加するためと考えられる。

#### 参考文献

- 1) H. Ohno, E. Ikeda and H. Hasegawa: J. Crystal Growth 68 (1984) 15.
- 2) S. J. Bass: J. Crystal Growth 47 (1979) 613.
- 3) T. F. Kuech, B. S. Meyerson and E. venhoff: J. Crystal Growth 68 (1984) 48.
- 4) M. Shimazu, K. Kamon, K. Kimura, M. Mashita, M. Mihara and M. Ishii: J. Crystal Growth 83 (1987) 327.
- 5) Y. Mori and N. Watanabe: J. Appl. Phys. 52 (1981) 2792.
- 6) H. Asai and H. Sugiura: Jpn. J. Appl.Phys. 24 (1985) 1815.
- 7) S. J. Bass and P. E. Oliver: *Inst. Phys. Conf. Ser.* (IOP Publishing, Bristol & London, 1977) 33b, Chap. 1.
- 8) T. Kikkawa, T. Ohori, H. Tanaka, K. Kasai and J. Komeno: J. Crystal Growth 115 (1991) 448.
- 9) Y. Fujisaki, Y. Takano, T. Ishiba, H. Sakaguchi and Y. Ono: Jpn. J. Appl. Phys. 24 (1985) L899.
- 10) T. Nakanishi: J. Crystal Growth 68 (1984) 282.
- 11) G. B. Stringfellow: J. Crystal Growth 62 (1983) 225.
- 12) M. Yoshida, F. Uesugi and H. Watanabe: Extended Abstracts (32nd Spring Meeting, 1985); Japan Society of Applied Physics and Related Societies, p. 691 [in Japanese].
- 13) K. FuJii, J. Hidaka and T. Tsunoda: Extended Abstracts (32nd Spring Meeting, 1985); Japan Society of Applied Physics and Related Societies, p. 691 [in Japanese].



付図1. アンドープ GaAs のキャリア濃度の V/III比依存性

## 第3章 プレーナドーピング

3-1. 緒言:プレーナドーピングの利点と課題

プレーナドーピング(P.D)は成長を中断したエピタキシャル結晶表面にドーパント原子を吸着さ せ、再び結晶を成長することにより2次元のキャリア層を形成するドーピング法であり、デルタドー ピングまたはアトミックレイヤードーピングとも言われる。このプレーナドーピングでは均一ドーピン グでは得られない急峻なキャリアプロファイルや高いシート濃度を得る事ができ、また、濃度の異 なるプレーナドープ層を組み合わせることにより、任意のキャリアプロファイルを作る事ができる。 このプレーナドーピング技術はドーピング超格子や量子細線などの新しいデバイス作成の可能性 を広げると共に、MESFET の三角キャリアプロファイル形成やHBTのベース層の低抵抗化など、 既存デバイスの特性向上に大きな寄与をすると期待される。

特に、HEMTでは相互コンダクタンスを向上させるためには、活性層の厚さDとゲート長Lの比、 D/Lを小さくする事、即ち選択ドープ層の高濃度薄層化が有効であるが、プレーナドーピングを 用いることによりゲート耐圧を低下させずに選択ドープ層を高濃度薄層化できるため、相互コンダ クタンスの大幅向上が期待できる。また、選択ドープ層のシートキャリア濃度が膜厚のばらつきに 対して鈍感となるため、ドレイン電流の均一性を向上させる事が期待できる。

MOVPEではⅢ族原料の供給を一旦中断して成長を止め、V族原料とキャリアガスの雰囲気下 でドーパント原料を供給しプレーナドーピングを行う。従って、ドーピング性状は気相中でのドーパ ント原料とV族原料との反応や結晶表面での吸着、脱離反応に支配される。高品質で制御性の 良いプレーナドーピング技術を開発するためには、ドーピングの支配要因を知り、そのメカニズム を明らかにすることが重要である。

MOVPEによるGaAsへのプレーナドーピングについては、大野らがSiH₄を用いたSiのプレーナド ーピングについて報告している<sup>1)</sup>が、その後ほとんど報告例がなく、メカニズムを調べる上で重要 なAsH<sub>4</sub>分圧や結晶表面のステップ、成長温度などの効果は全くわかっていなかった。

ここでは、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を用いたGaAsへのプレーナドーピングを対象に、そのドーピングメカニズムを 明らかにし、プレーナドーピングの制御法を知る。

3-2. Siの吸着、脱離モデル:ドーピングメカニズム

前章で述べたように、通常のドーピングではSi<sub>2</sub>H<sub>6</sub>とAsH<sub>3</sub>が気相で反応する事によりSiのドーピン グが促進されることが報告されている<sup>2,3</sup>。一方、プレーナドーピングは表面へのドーピングである ため成長表面の状態すなわち表面の再構成やステップ成長の異方性に敏感であろう。その意味 では、AsH<sub>3</sub>がGaAsにアタックし、GaAs表面がエッチングされる事も報告されており、AsH<sub>3</sub>は、GaAs の表面の状態にも強い影響を与えると予想される<sup>4</sup>。また、石川らはInPへのSi<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を用いたプレー ナドーピングにおいて、InP表面のSiがPH<sub>3</sub>雰囲気下での加熱によって脱離することを示し、 MOVPEのプレーナドーピングではV族の水素化物が重要な役割を果たしていることを報告している<sup>5</sup>。このように、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を用いたGaAsへのプレーナドーピングでは、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>自身の熱分解だけでなく、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>とAsH<sub>3</sub>の気相反応、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>から生成したSixHxのGaAs表面での吸着、脱離過程がプレーナドーピングを支配していると考える。従って、シリコンのプレーナドーピングの基礎過程における AsH<sub>3</sub>の役割を明確にする事は、プレーナドーピングしたエピ層の品質を改善し、制御する上で非常に重要であると考えられる。

ここでは、プレーナドーピングプロセスに対するAsH<sub>3</sub>の気相及び表面それぞれのステージでの 関与に着目し、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>のプレーナドーピングが、AsH<sub>3</sub>による気相でのSixHxの生成促進と表面から のシリコンの脱離促進との競合によって成り立っているモデルを提案し、実証する。

通常のプレーナドーピングではAsH<sub>3</sub>雰囲気中でSi<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を供給するため、プレーナドーピングの過程には、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>自身の熱分解だけでなく、Siの吸着及び脱離の過程が含まれておりAsH<sub>3</sub>がドーピングの過程にどう影響を与えているかを特定できない。

そこで、本研究では、GaAs へのシリコンプレーナドーピングにおける AsH<sub>3</sub>の影響を明らかにす る為に3つのプロセスを用いたエピタキシャル成長の実験を行った。即ち、1)AsH<sub>3</sub>のみを供給し た後に、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を供給してプレーナドーピングするプロセス、2)Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>のみを供給してプレーナドー ピングをした後に AsH<sub>3</sub>を供給するプロセス、3)Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>と共に AsH<sub>3</sub>を供給するプロセスである。1) の実験では、Siの結晶表面への吸着に及ぼす AsH<sub>3</sub>のみ影響を、2)では脱離への AsH<sub>3</sub>の効果を、 3)では気相反応と吸着と脱離の全ての要因が混在した過程を調べる事ができる。また、成長表 面のステップの効果を明らかにする為に、異なる傾角の表面を有する基板上のエピタキシャル成 長実験を行った。これらのシリコンプレーナドーピングの研究結果をもとに、プレーナドープ PHEMT(PDPHEMT)構造の3インチエピタキシャルウェハを常圧 MOVPE により成長した。

3-3. 実験方法

エピタキシャル結晶は常圧縦型反応炉の MOVPE によって成長した 成長温度は 620°C及び 750°Cである<sup>6)</sup>。水素(H<sub>2</sub>)をキャリアガスとして用い、プレーナドーピング中及びエピタキシャル成 長中に反応炉に流した。トリメチルガリウム(TMG)、トリメチルアルミニウム(TMA)、トリメチルイン ジウム(TMI)、そして水素で 10%濃度に希釈した AsH<sub>3</sub>を原料として用いた。ドーパント原料は水 素で5ppmに希釈した Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を用いた。エピタキシャル成長の基板はアンドープの LEC 成長半絶縁 GaAs 基板である。基板の面方位は(100)、(100)2度オフ(110)方向、(100)5度オフ(110)方向の 3 種類である。成長したエピタキシャル結晶の断面構造と成長シーケンスを図 1 に示す。シリコン プレーナドープエピタキシャル結晶は 0.5 μm のアンドープ GaAs バッファー層、プレーナドープ層、 そして 0.5 μm のアンドープ GaAs キャップ層からなる。このキャップ層は電気特性を測る為に設け ている。プレーナドーピングはアンドープ GaAs バッファ</sub>ー層の成長を一旦中断し、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を 120 秒 間、成長表面に供給する事によって行った。その時の雰囲気は水素雰囲気であり、AsH<sub>3</sub>を含む場 合と含まない場合について実験を行った。



- Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>分圧 :5.8x10<sup>-3</sup>Pa
- AsH<sub>3</sub>分圧(P<sub>AsH3</sub>) :0~5x10<sup>2</sup>Pa
- 図 1. シリコンプレーナドープエピタキシャル結晶の断面構造



図2. Si プレーナドープPHEMT エピタキシャル結晶の断面構造

Si プレーナドープPHEMT エピタキシャルウェハを同様にして成長した。このエピタキシャル構造 を図2に示す。この時 Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>によるプレーナドーピングは AsH<sub>3</sub> 雰囲気下で行った。これらのエピ層 の電気特性はファンデパウホール法及び CV 法により測定した。いくつかのシリコンプレーナドー ピングしたエピ層のドーピング濃度については 2 次イオン質量分析法(SIMS)によっても調べた。

3-4. シリコンプレーナドーピング

3-4-1. 吸着

プレーナドーピングにおける Si の吸着に対する AsH<sub>3</sub>の効果を調べる為に、アルシンで熱処理し たアンドープ GaAs バッファー層表面に Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を供給した。成長シーケンスを図3に示す(P.D 前 AsH<sub>3</sub>処理)。この時、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>は、水素雰囲気中で供給し AsH<sub>3</sub>は供給していない。成長温度は 700℃ でありプレーナドーピングの時間は 120 秒である。バッファ層の前処理とは、AsH<sub>3</sub>雰囲気中での熱 処理であり、温度は 700℃ 時間は 120 秒である。Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>供給中に AsH<sub>3</sub>を供給していない理由は表 面反応における AsH<sub>3</sub> の役割を気相中でのそれから区別する為である。このシリコンプレーナドー プした GaAs のシートキャリア濃度(ns)を前処理時の AsH<sub>3</sub>の分圧の関数として図4に示す。



図3. 成長シーケンス(1)プレーナドーピング前に AsH<sub>3</sub>雰囲気中で熱処理 ( P.D 前 AsH<sub>3</sub>処理)



図4. Si プレーナドープ GaAs のシートキャリア濃度ns の AsH<sub>3</sub>分圧 P<sub>AsH3</sub>に対する依存性 [プレーナドープ前に AsH<sub>3</sub> 雰囲気中で熱処理した成長シーケンス(1)の場合] 熱処理時間:120s(O、Δ)、200s(●)、プレーナドープは H<sub>2</sub>中で(AsH<sub>3</sub> 無し)Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を供給して行い、 時間は 120s、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>分圧:5.8×10<sup>-3</sup>Pa

シートキャリア濃度は AsH<sub>3</sub>分圧を増加させると共に減少している。この結果は、シリコンの吸着 サイトは高い AsH<sub>3</sub>分圧下で再構成された表面では減少するという事を示している。(100)表面よ りも傾角基板上に成長したエピ層のシートキャリア濃度はより低い。この傾角表面での減少は図 10に示される通常のドーピングに観察される現象とよく似ている。

3-4-2. 脱離

AsH<sub>3</sub>のシリコン脱離に対する役割を明らかにする為に Si をプレーナドープした GaAs バッファー 層の表面をさまざまな AsH<sub>3</sub>分圧のもとで熱処理した。成長シーケンスを図5に示す(P.D 後 AsH<sub>3</sub> 処理)。Si<sub>2</sub>H<sub>8</sub>の分解及び Si の吸着と Si の脱離に及ぼす AsH<sub>3</sub>の効果を分離するために、プレーナ ドーピングは水素のみの雰囲気で行った。AsH<sub>3</sub>による熱処理は、700℃で 120 秒間行った。シート キャリア濃度の AsH<sub>3</sub>分圧に対する依存性を図6に示す。



図5. 成長シーケンス(2)プレーナドーピング後に AsH<sub>3</sub> 雰囲気中で熱処理 ( P.D 後 AsH<sub>3</sub> 処理)



図6. Si プレーナドープ GaAs のシートキャリア濃度ns の AsH<sub>3</sub> 分圧 P<sub>AsH3</sub> に対する依存性 [プレーナドープ後に AsH<sub>3</sub> 雰囲気中で熱処理した成長シーケンス(2)の場] 熱処理時間: 120s、プレーナドープは H<sub>2</sub>中で(AsH<sub>3</sub> 無し)Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を供給して行い、時間は 120s、 Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> 分圧: 5.8×10<sup>-3</sup>Pa

図6からわかるようにシートキャリア濃度はAsH<sub>3</sub>分圧の増加と共に減少する。この結果はAsH<sub>3</sub>が GaAs 表面に吸着した Si に対してアタックし、この Si の脱離を促進させている事を示している。また、 低い AsH<sub>3</sub>分圧もしくは水素のみの雰囲気で熱処理した Si プレーナドープ GaAs のシートキャリア 濃度は基板の傾角を変えてもほとんど同じであり、少なくともこの温度条件では結晶表面のステッ プの効果がほとんど見られなくなっている。

この AsH<sub>3</sub>による熱処理の時間を 0 秒から 600 秒まで変えて実験した結果を図7に示す。この実 験では Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>は AsH<sub>3</sub>と共に供給し、成長温度は 620°C、AsH<sub>3</sub>の分圧は 5x10<sup>2</sup>Pa であり、プレーナ ドーピングの時も AsH<sub>3</sub>による熱処理の時も同じである。シートキャリア濃度は AsH<sub>3</sub>による熱処理 時間の関数として指数関数的に減少する。SIMS 分析の結果も同様に図7に示す。これより Si 原 子が AsH<sub>3</sub>による熱処理によって脱離している事がわかる。この図7における傾きから求められる シリコンの脱離定数は、おおよそPH<sub>3</sub>の場合のそれよりも 10 倍ほど大きいと見積もられる <sup>5)</sup>。



図7. Si プレーナドープ GaAs のシートキャリア濃度ns 及び Si 濃度の AsH<sub>3</sub> 雰囲気中熱処理時間依存性

[プレーナドープ後に AsH<sub>3</sub> 雰囲気中で熱処理した成長シーケンス(2)の場合] AsH<sub>3</sub>分圧:5.0×10<sup>2</sup>Pa、熱処理時間:120s、プレーナドープは AsH<sub>3</sub> 中で Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を供給して行い、 時間は 120s、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> 分圧:5.8×10<sup>-3</sup>Pa



図8. Siの脱離定数aの AsH3 中熱処理温度依存性(AsH3分圧:5.0×10<sup>2</sup>Pa)

Si の脱離定数aと温度の逆数の関係を図8に示す。620℃~750℃の間ではこの脱離定数はほ とんど同じ値を表す。この事はこの温度領域ではAsH<sub>3</sub>は充分分解しているという事を示している。 傾角表面での Si の脱離定数は(100)表面のそれとほぼ同じである。これは、表面のステップが Si の脱離にほとんど影響を与えてないという事を示している。脱離した Si は Si の水素化物のような 揮発性の化合物であると考えられる。例えば、シリレン(SiH<sub>2</sub>)のようなシリコン水素化物は砒素の 水素化物の活性な水素原子と表面に吸着したシリコンとの反応によって生成すると考えられる。と ころで、この温度領域では GaAs 表面が水素と砒素との反応によってゆるやかにエッチングされる 事が報告されている<sup>n</sup>。この反応はシリコンと砒素との結合を弱めシリコンの脱離反応を促進する 可能性がある。この水素のシリコン脱離に対する役割を明らかにする為、脱離実験を水素でなく 窒素ガスをキャリアガスとして行った。温度は 620℃である。ただし、水素で 10%に希釈した AsH<sub>3</sub> と共に供給した。この場合のシリコンの脱離定数は水素雰囲気中のそれと殆ど同じである。この 結果から、シリコンの脱離の駆動力はシリコンと水素の反応ではなく、吸着したシリコンと AsH<sub>3</sub> と の反応が主であるといえる。

3-4-3. 気相反応

Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>とAsH<sub>3</sub>を同時に供給し、Siのプレーナドーピング量とAsH<sub>3</sub>分圧の関係を調べた。この過程には気相反応と吸着、脱離の過程が含まれている。成長シーケンスを図9に示す(AsH<sub>3</sub>中P.D)。







図10. Si プレーナドープ GaAs のシートキャリア濃度ns の AsH<sub>3</sub>分圧 P <sub>AsH3</sub> 依存性 [AsH<sub>3</sub> 雰囲気中でプレーナドープした成長シーケンス(3)の場合] プレーナドープは AsH<sub>3</sub> 中で Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を供給して行い、時間は 120s、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>分圧:5.8×10-<sup>3</sup>Pa

図10にSiプレーナドープGaAsのシートキャリア濃度とAsH<sub>3</sub>分圧の関係を示す。シートキャリア 濃度はAsH<sub>3</sub>分圧の増加と共に減少する。この傾向は同じ図10中に示す通常のドーピング(Si doped GaAs)の場合と同様である。このAsH<sub>3</sub>分圧の効果はAsH<sub>3</sub>によるプレーナドーピング前の 熱処理やプレーナドーピング後の熱処理の効果と逆である。このことは、AsH<sub>3</sub>はSiの脱離を起こ し、吸着を阻害する一方で、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>との気相反応によってSiのGaAs固相への取り込みを促進する ことを示している。Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>は気相中でAsH<sub>3</sub>と反応して比較的安定なシリルアルシンを生成し、これ が結晶表面へ拡散、吸着して分解しSiとして取り込まれると考えられる。シリルアルシンはこの拡 散時間のオーダーでは安定なため、シリルアルシン生成をもたらすAsH<sub>3</sub>分圧の増加はSiプレー ナドープ量の増加をもたらすと考える。

ここで、図7の結果よりSiの脱離によるシートキャリア濃度n。の減少は次の式で表せる。

$$n_s(t) = n_{so}exp(-at)$$
 1)

これより、

$$dn_s(t)/dt=-an_s(t)$$
 2)

ここで、Siの単位時間当たりの吸着量Dが一定とすると、Si<sub>2</sub>H。とAsH3同時供給の場合、

これより、Si の吸着と脱離が競合している時のシートキャリア濃度n。は次の式で表せる。

$$n_{s}(t)=(D/a)[1-exp(-at)]$$
 4)

ここで、Dおよびaは AsH。分圧及び成長温度の関数であり、620℃~750℃の範囲では、

 $D = 6 \sim 8 \times 10^{10} (cm^{-2} \cdot s^{-1}) \qquad a = 3 \sim 4 \times 10^{-3} (s^{-1})$ 

となる。

 $[t=\infty 0$ 時、n<sub>s</sub>  $\cong D/a$ となり、図11より n<sub>s</sub>( $\infty$ )  $\cong 2 \times 10^{13}$  (cm<sup>-2</sup>)、図8よりa=3~4×10<sup>-3</sup> から、 D=6~8×10<sup>10</sup> (cm<sup>-2</sup>·s<sup>-1</sup>)となる。]。

Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>とAsH<sub>3</sub>同時供給の場合におけるSiプレーナドープGaAsのシートキャリア濃度のプレーナドーピング時間依存性を図11に示す。

図中の実線は4)式による計算結果を示している。実験結果と計算結果はほぼ一致しており、シートキャリア濃度の飽和が認められる。この飽和するまでの時間は、Si ドープ InP のそれに比べ短い<sup>50</sup>。このことは AsH<sub>3</sub> はPH<sub>3</sub>に比べより Si の脱離、すなわち表面の Si との反応に対して活性であることを示している。成長温度の影響を図12に示す。

プレーナドーピングは図10、図11の場合と同様 AsH<sub>3</sub>存在下で行った。比較のために通常のド ーピングの結果も示している。プレーナドーピングは通常のドーピングと同じ傾向を示し、基板の 表面傾角の影響は 750℃以上では見られず、620℃で顕著となる。この中間の 700℃は遷移領域 とみなされる。この現象は、2次元核成長からステップフロー成長への成長モードの変化、若しく は吸着種の状態の変化に起因していると思われる。牧本ら<sup>®</sup>は TMG を用いた GaAs の成長の場 合、670℃を境界として表面の成長機構が変わることを報告しており、今回の現象との関連で興 味深い。


図11. Si プレーナドープ GaAs のシートキャリア濃度ns のプレーナドープ時間依存性 プレーナドープは AsH<sub>3</sub> 中で Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を供給して行い、時間は 120s、AsH<sub>3</sub> 分圧: 5.0×10<sup>2</sup>Pa、 Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> 分圧: 5.8×10<sup>-3</sup>Pa、実線は式n<sub>s</sub>=D/a(1-exp(-at))(5)による計算値



図12. Si プレーナドープ GaAs のシートキャリア濃度ns のプレーナドープ温度依存性 プレーナドープは AsH<sub>3</sub> 中で Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を供給して行い、時間は 120s、 AsH<sub>3</sub> 分圧: 5.0 × 10<sup>2</sup>Pa、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> 分圧: 5.8 × 10<sup>-3</sup>Pa

3-5. プレーナドープシュードモルヒック高電子移動度トランジスタ用エピタキシャルウェハの 成長

Si プレーナドーピング現象及びその支配要因、メカニズムの理解を基に、3 インチのプレーナド ープ PHEMT エピウェハを常圧成長 MOVPE で成長した。シートキャリア濃度 $n_s$ 及び移動度 $\mu$ の面 内分布を図13に示す。 $n_s$ 及び $\mu$ の3インチ面内の均一性は各々±2.0%、±3.3%と良好である。  $n_s$ 及び $\mu$ の成長 run 間の再現性を図14に示す。 $n_s$ 及び $\mu$ の再現性は各々±2.9%、±4.3%と優 れた再現性を達成できた。



図13.3インチPDPHEMT エピウェハのシートキャリア濃度n。及び移動度 µの

面内均一性



図14. 3 インチPDPHEMT エピウェハのシートキャリア濃度n<sub>s</sub> 及び移動度 µ の 成長再現性

### 3-6. 結言

GaAs の Si プレーナドーピングにおける AsH<sub>3</sub>の効果を Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>と AsH<sub>3</sub>の供給シーケンスを変えて 研究した。また結晶表面のステップの効果を GaAs 基板の傾角を変えて成長し調べた。表面反応 過程では、AsH<sub>3</sub>は結晶表面へ吸着した Si の脱離を促進し、Si の吸着も阻害する。一方で、気相 反応では、AsH<sub>3</sub>は気相から結晶表面への Si の取り込みを促進する。Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>は気相中で AsH<sub>3</sub>と反 応して比較的安定なシリルアルシンを生成し、これが結晶表面へ拡散、吸着して分解し Si として 取り込まれると考えられる。シリルアルシンはこの拡散時間のオーダーでは安定なため、シリルア ルシン生成をもたらす AsH<sub>3</sub>分圧の増加は Si プレーナドープ量の増加をもたらすと考える。

このAsH<sub>3</sub>のSi脱離促進、吸着阻害とシリルアルシン生成という相反するプロセスのため、Si プレーナドーピング現象は時間的に飽和する、すなわち平衡状態になると考えられる。また、これらの過程ほどは支配的ではないが、AsH<sub>x</sub>もしくは過剰砒素で覆われた結晶表面はシリルアルシンの吸着に対して立体障害となって吸着を疎外するものと思われる。

基板表面の傾角は AsH<sub>3</sub>分圧が大きいほど Si の脱離と吸着阻害を助長するが、脱離定数に関 してはなにも影響しない。これは、基板表面の傾角により結晶表面のステップ端が増え、AsH<sub>x</sub> もし くは As の吸着サイトが増加するため、Si の吸着阻害や脱離した Si の再吸着を阻害するためと考 えられる。

これらの Si プレーナドーピング現象及びその支配要因,メカニズムの理解を基に、3 インチのプ レーナドープ PHEMT エピウェハを常圧成長 MOVPE で成長し、面内均一性と成長再現性に優れ るPDPHEMT エピ結晶成長技術を開発した。

### 参考文献

- 1) H. Ohno, E. Ikeda, and H. Hasegawa: J. Crystal Growth 68 (1984) 15.
- 2) H. K., Moffat, T. F. Kuech, K., F. Jensen and P. J. Wang: J. Crystal Growth 93 (1988) 594.
- 3) T. Kikkawa, T. Ohori, H. Tanaka, K. Kasai and J. Komeno: J. Crystal Growth 115 (1991) 448.
- 4) T. Fukui and H. Saito: J. Vacuum Sci. Technol. B6 (1988) 1373.
- 5) H. Ishikawa. S.Miwa T. Maruyama and M. Kamada: Appl. Phys. Lett. 58 (8) (1991) 851.
- 6) H. Sakaguchi, R. Suzuki and T. Meguro: J. Crystal Growth93 (1988) 602.
- 7) A. Okubora, J. Kasahara, M. Arai and N. Watanabe: J. Appl. Phys. 60 (1986) 1501.
- 8) M. Makimoto, Y. yamauchi, N. Kobayashi, and Y. Horikoshi: Jpn. J. Appl. Phys. 29 (1990) L645.

### 第4章 バッファ層成長

#### 4-1. 緒言

携帯端末の低消費電力化に伴い、高出力 HFET には高効率化が強く求められている。高出力 HFET の高効率化には、プロセス及びトランジスタ構造の最適化が不可欠であるが、エピタキシャ ル結晶成長の観点からは、バッファ層構造の設計がきわめて重要である。以下に、バッファ層構 造設計の考え方と高出力 HFET エピの評価結果について述べる。

## 4-2. 高出カヘテロ接合電界効果トランジスタの高効率化を実現するバッファ層の性能 -バッファ効果とバリア効果-

HFET の高効率化を実現する理想的なバッファ層のポイントは、次の3点である (図1)。①エピ 基板界面に不純物がない、②バッファ層近傍で電子の走行性がよい(ピンチオフまでよく電流が 流れる)、③リーク電流が小さい(ピンチオフしたら流れない)。②、③に関しては、特に高電界領 域での挙動がきわめて重要である。



### 図1. バッファ層のポイント (p<sup>-</sup>:高純度p型)

HFETエピのバッファ層の役割としては、良質な動作層を成長する下地としての結晶成長上の バッファ効果と能動層からの電流リークを防ぐバリア層としての役割がある。また、バッファ層自身 がリーク電流や寄生容量の発生源となってはいけない。バッファ層にキャリアがあるとバッファ層 自身に電流が流れリーク電流となる。また、これは寄生容量を発生し、高周波動作において不必 要な充放電を引き起こし、デバイスの高周波特性を低下させる。したがって、その意味ではバッフ ァ層はp型でもn型でも高純度でならなければいけない。これは、バッファ層と基板の界面に対して も同様である。

一方、HFET の動作層は n 型であるため、バッファ層が n 型であると動作層とバッファ層が順接 合となり動作層の電子に対するエネルギー障壁がなくなり、電流がバッファ層に流れる。従って、 バッファ層はp型である必要がある。p型であれば電子に対するエネルギー障壁が動作層とバッフ ァ層の接合面に生じ、リーク電流が流れにくくなる。さらに、動作層とバッファ層をヘテロ接合とす ればヘテロ障壁ができるのでさらにリーク電流を抑止できる。これは高純度な p 型 AlGaAs バッフ ァ層により実現できる。

同時に、バッファ層はキンクやヒステリシスの原因となってはならない。即ち、リニアリティーの 良いHFETの実現にはキンクやヒステリシスのない事が必要である.エピの構造のポテンシャル設 計における一要素としても、結晶成長における動作層の下地層としても、バッファ層がキンクやヒ ステリシスの原因となるディープレベルをバッファ層自身や動作層及びそれとの界面に作らないこ とが重要となる.

MBE法では成長温度が低いため、自然と多くの未知のディープレベルがGaAsバッファ層にでき る。また、AlGaAsバッファ層には自然に酸素が混入するためこれもディープレベルとなる。そのた めバッファ層は高抵抗となりリーク電流は少ない。しかし、ディープレベルのためキンクやヒステリ シスが発生する問題がある。これはGlobal System for Mobile Communications (GSM)のような飽 和領域でHFETを動作させる場合は問題ないが、日本のPDCやWideband Code Division Multiple Access (WCDMA)のように線形領域で動作させる使い方では効率低下やクロストークなどの問題 を引き起こす。

4-3. 深い準位の制御と低減

MOVPEで成長したGaAsにはEL2と呼ばれる深い準位が存在する事が報告されている。このEL2 はLEC法、HVPE法やMOVPE法など砒素過剰雰囲気で成長したGaAsの熱力学的ストイキオメト リーに関係した本質的なものだけに、これを全くなくす事は困難であるが、10<sup>15</sup>~10<sup>16</sup>cm<sup>-3</sup>のアク セプタ制御に対して無視できる濃度にまで低減する必要がある。EL2の研究は、LEC法半絶縁性 GaAs結晶中のEL2を対象として、活発に行われ、EL2の量の制御法が明らかとなっている。しかし、 MOVPEで成長したGaAs中のEL2制御については不明であった。我々は、LEC結晶中のEL2のオ リジンが過剰砒素である事から、MOVPE成長GaAs中のEL2濃度をV/皿比で制御する事を考案、 これを実証し、10<sup>15</sup>~10<sup>16</sup>cm<sup>-3</sup>のアクセプタ制御に問題のない10<sup>14</sup>cm<sup>-3</sup>以下のEL2濃度に制御す る技術を開発した。1)

4-4. n型不純物の低減

上記の開発により、MOVPEではディープレベルが少ないためキンクやヒステリシスは生じない。 一方、アンドープGaAs、AlGaAsのキャリア濃度はV/IILLの増加と共にp型、高抵抗、n型と変化す る。アクセプタ不純物は炭素であり、炭素はTMGやTMA分子中のGa-C結合やAl-C結合が切れな いで、そのまま結晶中に取りこまれる事によりGaAs、AlGaAs中に不純物としてとりこまれる。TMG やTMAとAsH<sub>3</sub>が反応すればGa-C結合やAl-C結合は切れる。したがって、AsH<sub>3</sub>濃度を増やす、つ まりV/IILLを増加することによって、炭素の混入量は減少する。高抵抗領域はアクセプタとドナ 一の補償により生じており、n型残留キャリア濃度はAsH<sub>3</sub>の増加と共に増える。

しかし、従来はバッファ層の主構成部分であるアンドープGaAsが図2に示すようにn型となる事が多く、そうなるとn型活性層に対するポテンシャル障壁が低くなり、リーク電流が大きくなる問題があった。このn型残留キャリア濃度は成長によって変動し、AsH<sub>3</sub>ボンベのロットによって極端な場合は低V/III比でもp型にならない問題があった。

この問題はボンベを交換するたびに図2に示すp、n反転領域が変化する厄介な問題であった。 しかし、その後、このn型となる原因はAsH。ガス中の不純物(SiやGeの化合物)にある事が判明し、 ガスの高純度化技術の進歩<sup>2,3)</sup>によりp<sup>-</sup>GaAsバッファ層の安定成長が実現した。

4-5. 高純度p型AlGaAs/GaAs多層へテロバッファ層

リーク電流を減らすため、AlGaAsバッファ層に意識的に酸素をドープして高抵抗にする方法もあ る。しかし、この手法ではMBE法と同様に酸素起因のディープレベルによるキンク、ヒステリシス発 生の懸念がある。そこで、高純度p型AlGaAs/GaAs多層ヘテロバッファ層を考案した。構造の模式 図を図3に示す。即ち、ディープレベルのない高純度のAlGaAs,GaAsをベースに、浅い準位のアク セプタとなる炭素不純物の濃度とヘテロ構造を制御する。これにより、ポテンシャル障壁を設計、 制御し、寄生効果なしで、リーク電流を抑止する。その結果、よく性状のわかっていないディープレ ベルに頼らずに、理論どおりのバッファ層設計とその制御が可能となる。このためには AlGaAs,GaAsの高純度成長を実現したうえでアクセプタ濃度を制御する必要がある。具体的な目 標として、バッファ層のp型キャリア濃度は、n型能動層のキャリア濃度が10<sup>17</sup>cm<sup>-3</sup>以上である事、バッフ ァ層の厚さが1μm程度である事などから、p型ポテンシャル障壁を形成し、かつ寄生容量を生じ る中性領域が生じない10<sup>15</sup>~10<sup>16</sup>cm<sup>-3</sup>とした。

ヘテロ障壁を高くし、リーク電流を小さくするためにはAlGaAsバッファ層のAl組成を大きくすれば 良い。しかし、Al組成を大きくするとAlGaAsバッファ層上のGaAs活性層の成長に歪みが生じ、特 性が悪くなる可能性がある。そのため、AlGaAsバッファ層のAl組成とFETのリーク電流および活性 層の特性のトレードオフを調べ、Al組成を最適化する必要がある。 このバッファ層近傍の走行性やリーク電流は FET の高電界下での直流特性から評価できる。図 4はその評価結果を示している。ゲート電圧Vg をしきい値電圧Vth からVth+0.3V としたときの gm の変化  $\Delta$  gm で、バッファ層近くの走行性の良さを評価している。リーク電流はVg をVth 付近とし、 ドレイン電圧V<sub>D</sub>を 3~11V と高電圧まで変化したときのドレイン電流変化  $\Delta$  I<sub>D</sub> で代表させた。

AlGaAs ヘテロバッファにおける、Al 混晶比 X と $\Delta$ gm, $\Delta$ I<sub>b</sub> との関係を述べる。チャネル層はn =1.5x10<sup>17</sup>cm<sup>-3</sup>、厚さ 200nm で、バッファ層厚さは 300nm、X=0.2、0.28、0.4 とした。エピウェハの構造を図5に、結果を図6に示す。 $\Delta$ gm は X=0.2、0.28 ではほぼ同等であるが、0.4 では下がり、バッファ層近傍で走行性が悪くなることがわかる。活性層をエッチングしながら Hall 測定をすると、バッファ層近傍の移動度が X=0.4 の時、他より小さかった。gm 低下はバッファ層近傍の結晶性と関係している。一方、 $\Delta$ I<sub>b</sub> は X が大きいほど小さくなり、飽和特性は向上する。リーク電流に対しては、ヘテロのエネルギー障壁を高くすることが有効であることがわかる。

このΔgmとΔIoの評価法の開発によりAlGaAs/GaAs構造の最適化を行い、チャネル層の電子 走行性とリーク電流抑止の双方を両立させた高純度p型AlGaAs/GaAs多層へテロバッファ層を 開発した。



図2. アンドープGaAsのキャリア濃度のV/IIL比依存性



AlGaAs/GaAs ヘテロバッファ層

図3. p型AlGaAs/GaAsヘテロバッファ層の模式図



図4. ΔGm、ΔI<sub>D</sub>によるバッファ層の評価



図5. ヘテロバッファ層の評価構造



図6. ヘテロバッファ層の Al 組成と $\Delta$ gm、 $\Delta$ Loの関係

#### 4-6. 結言

HFETエピタキシャルウェハのバッファ層には良質な能動層(チャネル層)を成長する下地として の役割と能動層からの電流リークを防ぐバリアとしての役割があり、線形動作に優れるHFETの バッファ層に求められる要件として、リーク電流のないこと、チャネル層付近の電子の走行性が良 いこと、バッファ層と基板の界面にn型不純物がないことが必要であることを示した。これに加えて、 線形増幅特性に優れた高出力 HFET を実現するためには線形動作を損なうキンクやヒステリシス をもたらす深い準位のないことが必要であることも示した。

この解決法として、深い準位のない高純度の AlGaAs、GaAs をベースに浅いアクセプタ準位であ る炭素不純物を制御した高純度 p 型 AlGaAs/GaAs ヘテロバッファ層を考案した。そして、この具 現化のために GaAs の深い準位である EL2 とV/III比の関係を研究し、EL2 のオリジンが As 析出 物であることの考察から低 V/III比で成長することにより 10<sup>14</sup> cm<sup>-3</sup>以下と非常に EL2 濃度の少な い GaAs を成長できることを明らかにした。

さらにHFETの相互コンダクタンスやドレイン電流の変化に着目したバッファ層の評価法を考案 し、これらとヘテロバッファ層の AlGaAs 混晶比との関係を明らかにした。これにより AlGaAs/GaAs 構造の最適化を行い、チャネル層の電子走行性とリーク電流抑止の双方を両立させた高純度p 型 AlGaAs/GaAs 多層ヘテロバッファ層を開発した。

#### 参考文献

- 1) Y. Fujisaki, Y. Takano, T. Ishibashi, H. Sakaguchi, and Y. Ono: Jpn. J. Appl. Phys, 24 (1985) L899.
- 2) T. Ikeda, H. Noda, and K. matsumoto: J. Crystal. Growth 124 (1992) 272.
- A. Ubukata, K. matsumoto, T. Ikeda, Y. Takahashi, H. Hasegawa, and A.Yamaguchi: Jpn. J. Appl. Phys, 32 (1993) L758.

## 第5章 低温成長 -表面反応律速モデルによる高純度鏡面成長-

5-1. 緒言 --低温成長の必要性と課題-

MOVPE による GaAs の成長温度は通常 650~850℃である。この成長温度を低くすることにより 様々な効果が期待できる。バッファ層と基板界面の n 型不純物汚染の原因は成長炉内の堆積物 からのオートドーピングの可能性があり低温成長による抑止が期待できる。さらに最近では、 GaAs FET のバッファ層を 250~350℃の低温で MBE を用いて成長することにより、GaAs IC のサ イドゲート効果やバックゲート効果を大巾に抑制できることが報告され、いわゆる低温成長バッフ ァ(L. T. Buffer)として注目を集めている。また、GaAs IC のソース抵抗低減による特性向上を目 的として開発が進められているn<sup>+</sup>-GaAs の選択エピ再成長では、チャネル層構造を熟拡散により こわさないために、n<sup>+</sup>-GaAs の再成長はなるべく低温で行なうことが望ましい。また、Si基板上の GaAs エピ成長では、Siと GaAs の熟膨張率の差により成長後の冷却中にもたらされる応力(これ が転位を増加させる<sup>1)</sup>。)を少なくするために、やはり GaAs を低温で成長させることが有効である <sup>2)</sup>。このように様々の効果が期待できる低温成長を MOVPE で実現するためには、MOVPE の成長 機構にたちもどって考える必要がある。

D. H. Reep <sup>3</sup>らは MOVPE による GaAs の成長速度を広い成長温度範囲にわたって調べ、600 ~850℃では原料分子の気相中での拡散により成長が律速される輸送律速モデルを、400~ 600℃では成長が表面での反応種の反応や移動により律速される表面反応律速モデルを提案し た。輸送律速領域では成長膜厚を原料の供給量と供給時間によって制御できるため、MOVPE の 成長にはこの温度領域がもっぱら用いられてきた。また、成長温度が 600℃程度になると、ヒロッ クと呼ばれる表面欠陥がエピ表面に増えるため、600℃以下での成長、即ち表面反応律速領域で の成長は殆んど検討されていなかった。

筆者らは、この 600℃付近でのエピ表面劣化が、輸送律速成長から表面反応律速成長へ遷移 する温度領域における成長モードの不安定性に起因するものであり、表面反応律速成長が安定 となる低温では再び良質の鏡面エピ成長が起こり得るとの洞察のもとに、GaAs の低温鏡面成長 実現に取組んだ。

MOVPE による GaAs の低温成長への着想はSi基板上の GaAs 成長より得た。即ちこの成長で は 450~500℃の低温で多結晶もしくはアモルファスの GaAs バッファ層を薄く成長させ、その後 700℃程度に昇温して通常の成長を行なう(いわゆる2段階成長法)。この低温バッファ層の成長 速度を調べるために行なった実験のなかで、比較のために同時に成長した GaAs 基板上の GaAs エピの表面が比較的良好であることを発見した。この発見をもとに、前記の発想を得た。

GaAsの成長速度の成長温度依存性の実験を基に、低温成長GaAsの表面状態、電気特性、光学特性について調べ、成長機構、特に表面欠陥発生機構について考察した。

5-2.実験方法

GaAsのエピタキシャル成長はMOVPEにより行なった。成長圧力は常圧である。成長炉は3イン チウエハ用の炉を用いた。総ガス流量は201/minである。成長温度即ち基板温度はグラファイトサ セプタの温度を熱電対により測定し、これより基板温度を求めた。基板温度はサセプタ温度より 30℃低い。キャリアガスは水素を用いた。Gaの原料としてトリメチルガリウム(TMG)を用いた。 TMGを充てんしたシリンダは-11℃に保温し、水素でバブリングして供給した。水素流量は 45cc/min(常温)とし、蒸気圧より求めたTMGの流量は1.93cc/min、成長炉中の分圧は9.67Pa である。Asの原料はAsH3を用い、水素で10%に希釈したボンベより供給した。供給流量は AsH3100%として20~100cc/min、反応炉中の分圧は1~5×10<sup>2</sup>Paとした。

GaAs 基板は LEC アンドープ半絶縁性 GaAs の(100)土 0.5°OFF 基板及び(100)2 °OFF to nearest(110)基板とボート法Siドープn型GaAsの(100)2 °OFF to nearest(110)基板を用いた。 基板の前処理は有機洗浄と硫酸系エッチング及びフッ酸系洗浄を行なった。

エピタキシャル結晶の膜厚はヘキ開断面の走査電子顕微鏡(SEM)による観察より求めた。表 面状態はノマルスキー型光学顕微鏡により観察した。電気特性は、日本バイオラッド社製の H L 5200 ホール効果測定装置を用いてパウ法により測定した。高抵抗エピ層の電気特性はケースレ ー社製の高抵抗パウ測定装置により測定した。エピタキシャル結晶の光学特性は西進商事製の PL83 を用いたフォトルミネッセンス(PL)測定により求めた。測定温度は液体ヘリウム温度(4.2K) とし、Arレーザ(波長 5145A)で励起した。また、単結晶性をX線二結晶法により評価した。ビーム 条件は 50kV、4ms, ターゲットに Cu の Kα<sub>1</sub>, モノクロメータに GF 法Siドープ GaAs 結晶を用い、 (224)回折面の非対称反射法で測定した。

#### 5-3. 実験結果

5-3-1. GaAs の低温成長

GaAsの成長速度と成長温度の関係を図1に示す。AsH<sub>3</sub>の分圧(P<sub>AsH3</sub>とする。)は、 $1.0x10^{2}$ PaでありV/皿比は約10である。図中には(100)±0.5°OFF n型 GaAs 基板上に成長した結果を示したが、2°OFF 基板上に成長した場合も同じ結果を得た。図1より、500°C以下は表面反応律速領域、600°C以上は輸送律速領域であることがわかる。反応律速から輸送律速への遷移温度は550°Cであった。反応律速領域での活性化エネルギーは19.2Kcal/mol であり、D. H. Reep らが報告した値<sup>31</sup>とほぼ一致した。400°C以下では成長は殆ど認められなかった。これは、この温度では、AsH<sub>3</sub>や TMG が殆んど熱分解しなくなるためと考えられる。

図1に示した成長温度の異なる GaAs エピタキシャル層の表面を図2に示す。膜厚は 0.5~2µm である。600℃では鏡面であるが、遷移領域の 550℃では梨肌状の表面となった。一方、500℃及 び 450℃(表面反応律速領域)で成長したエピタキシャル層の表面は、多少ヒロックが存在するも のの鏡面であった。表1に、これら GaAs 層の表面欠陥数及び欠陥の大きさを示す。欠陥の大きさ は楕円形の欠陥の場合、最大値をとった。500℃成長の場合に比べ、450℃成長のほうがより小さ な欠陥がより多く発生している。(100)±0.5° OFF 基板と(100)2° OFF 基板との比較では表面状態の差異は認められなかった。

600℃以上の輸送律速領域では基板面方位を傾けることによって、基板の転位に起因した表面 欠陥を大巾に減らすことができる。しかし、表面反応律速領域ではこのような傾向は見られない。 より転位の少ないボート法成長n型 GaAs 基板に成長した場合でも表面欠陥数は変わらず、これ らの表面の欠陥は基板転位に起因したものではないと言える。

表2に、これらエピタキシャル層のX線測定結果を示す。全ての成長温度において、リファレンス の GaAs 基板と同等の回折X線半値巾が得られており、低温成長 GaAs が良質な単結晶であるこ とがわかる。なお、今回の実験では、550℃で成長したエピタキシャル層がもっとも小さな半値巾 の値を示している。



図1 GaAs の成長速度と温度の関係

面方位(100)



2 µ m

図2 低温成長 GaAs の表面

表1 成長温度の異なるアンドープ GaAs エピタキシャル層の表面欠陥の密度及び大きさ

成長温度(℃)	450	500	550	600	700
表面欠陥の密度(cm <sup>-2</sup> )	1 × 10 <sup>4</sup>	4 × 10 <sup>3</sup>	I × 10 <sup>6</sup> *	10~20	10~20
表面欠陥の大きさ(um)	0.4	1.3	0.1	0.5	0.5

\*全面梨肌状

表2 成長温度の異なるアンドープ GaAs エピタキシャル層のX線半値巾

成長温度(℃)	450	500	500	550	600
V∕Ⅲ比	10	10	50	10	10
X 線半値巾(秒)	20.4 ~20.8	19.6 ~20.4	23.2 ~23.8	17.6 ~18.0	22.4 ~22.8

Reference: GaAs 基板ミラー面 20.4 秒

#### 5-3-2. 低温成長 GaAs の特性

450℃から 700℃の温度範囲で成長したアンドープ GaAs 層のキャリア濃度を図3に示す。基板 は半絶縁性 GaAs(100)基板である。これらエピ結晶の移動度をキャリア濃度と共に表3に示す。 アンドープ p 型 GaAs 層の移動度は、270~360 cm<sup>2</sup>/V·s と良好な値である。2° OFF 基板上に 600℃以上で成長したエピ層は高抵抗となった。500℃および 550℃の低温で成長した GaAs エピ 層はp型となり、そのホール濃度は、成長温度が低いほど高くなった。

2° OFF 基板上に成長した GaAs エピのホール濃度は、±0.5° OFF 基板上に成長したそれより も低く、特に 550°C成長では約 1/5 となった。この基板傾角によるアンドープ p 型 GaAs 層のホー ル濃度の変化は、600°C以上の高温成長の場合と同じであった。ただし、高温成長ではV/Ⅲが 5 以下でないとアンドープ GaAs は p 型とならない。

550℃で 2°OFF 基板に成長したアンドープ p 型 GaAs のホール濃度 3.5×10<sup>14</sup>cm<sup>-3</sup>は非常に 低い値であり、このエピ結晶の純度が高いことを示している。このようにキャリア濃度の低い p 型 GaAs 層は、MOVPE による高温成長ではなかなか成長することができず、デバイス応用のうえで も有望である(例えば、FET や HEMT の p 型 GaAs バッファ層への応用)。

これらアンドープ GaAs 層からのホトルミネッセンスのスペクトルを図4に示す。基板は± 0.5° OFF 基板である。500°C及び 550°Cで成長した GaAs 層からは、600°C以上で成長した場合と同様 にカーボンアクセプタに起因する強い発光が認められ、アンドープ p 型 GaAs のアクセプタはカー ボンであることが分かる。600°C以上ではドナーとカーボンアクセプタ間の遷移による発光(D°、 C°<sub>As</sub>)が伝導帯の電子とカーボンアクセプ間の遷移による発光(e、C°<sub>As</sub>)より比較的強いが、 550°C成長では(e、C°<sub>As</sub>)発光のほうが逆に強くなっている。この結果は、550°Cで成長した GaAs 層はドナー不純物の少ない高純度な GaAs であることを示しており、電気特性の結果と一致してい る。

全体的な発光強度は、成長温度が低くなるほど低下しており、特に450℃で成長した GaAs 層の 発光強度は非常に低く、発光スペクトルも長波長側にプロードなピークが見えるだけである。この 結果と電気的にも高抵抗となったことから、この 450℃で成長した GaAs 層の結晶性はかなり悪い と判断される。

5-3-3. AsH3分圧の効果

フォトルミネッセンスのスペクトルから、500℃及び 550℃で成長したアンドープ p 型 GaAs のアクセ プターはカーボンであることが分かった。ところで、MOVPE による GaAs の高温成長では、カーボ ンの GaAs 層へのとりこみが、AsH<sub>3</sub> 分圧を高くすることにより減少することが知られている。この現 象は、AsH<sub>3</sub> が分解した時に生じる水素ラジカルがトリメチルガリウムもしくはその分解物のC-Ga の結合手を切るために生じると考えられている。そこで、低温成長における AsH<sub>3</sub> 分圧の効



図3 キャリア濃度と成長温度の関係

表3 成長温度の異なるアンドープ GaAs エピタキシャル層の電気特性

± 0.	5° (	OFF	基板	F	成長
------	------	-----	----	---	----

成長温度(℃)	450	500	550	600
キャリア濃度(cm <sup>-3</sup> )	1 × 10 <sup>12</sup>	+1.1 × 10 <sup>17</sup>	+2.4 × 10 <sup>15</sup>	1.2 × 10 <sup>13</sup>
移動度(cm²/V·s)	1200	270	380	2300
抵抗率(Ω·cm)	3 × 10 <sup>3</sup>	-	_	2 × 10 <sup>2</sup>

2°OFF 基板上成長

成長温度(℃)	500	550
キャリア濃度(cm <sup>-3</sup> )	+1.3 × 10 <sup>17</sup>	+4.5 × 10 <sup>14</sup>
移動度(cm²/V·s)	270	280

注:キャリア濃度の+はp型を示す。



図4 低温成長 GaAs のフォトルミネッセンススペクトル(4.2k)



図5 低温成長 GaAs のキャリア濃度とV/III比([AsH<sub>3</sub>]/[TMG])の関係

果を調べた。 成長温度を 500℃とし、V/Ⅲ比を 10 から 50(AsH<sub>3</sub> 分圧で 1.01 × 10<sup>2</sup>Pa~5.05 × 10<sup>2</sup>Pa)まで変えた。基板は(100)±0.5° OFF 基板である。

成長したアンドープ GaAs 層のキャリア濃度とV/皿比([AsH<sub>3</sub>]/[TMG])の関係を図5に示す。ホー ル濃度は V/皿比の増加とともに減少し、V/皿比が 40(AsH<sub>3</sub> 分圧=4.04 × 10<sup>2</sup> Pa)では高抵抗とな った。また、2°OFF 基板上に成長したアンドープ GaAs 層のほうがホール濃度はより低く、この場 合、V/皿比が 30(AsH<sub>3</sub> 分圧= $3.03 \times 10^2$  Pa)以上で高抵抗となった。

これらの GaAs 層の移動度を表4に示す。移動度は260~270cm<sup>2</sup>/V·sと良好である。高抵抗と なった GaAs 層の抵抗は、V/Ⅲ比が 40 (AsH<sub>3</sub>分圧=4.04×10<sup>2</sup> Pa)の時で 2~5×10<sup>2</sup> Ω cm、V/ Ⅲ比が 50 で(同 5.05×10<sup>2</sup> Pa)で 2×10<sup>5</sup> Ω cm であり、いずれもキャリアタイプは n 型であった。2 ×10<sup>5</sup> Ω cm なる値は、高温成長(例えば 650°C、V/Ⅲ比 10)で得られる高抵抗 GaAs 層の抵抗 率とほぼ同等である。これらアンドープ GaAs 層のフォトルミネッセンススペクトルを図6に示す。カ ーボンアクセプタに起因した発光は、AsH<sub>3</sub>分圧の増加により減少し、一方で、エキシトンに起因し た発光が増加している。特に、AsH<sub>3</sub>分圧 5.05×10<sup>2</sup> Pa (V/Ⅲ比 50)で成長した GaAs 層からは 自由励起子による発光が観測され、バンド端発光スペクトルに微細構造がみられる。また、カーボ ンアクセプタ起因の発光は(e、°C<sub>As</sub>)のみであり、その強度もバンド端発光より弱い。また、全体的 な発光強度も 700°C成長のものと同等になっている。

これらの結果はAsH<sub>3</sub>分圧を高くすることによりアンドープGaAs層の純度が非常に向上することを示している。

図7は成長速度のV/III比(AsH<sub>3</sub>分圧)依存性を示す。成長速度はV/III比即ちAsH<sub>3</sub>分圧の増加と共に直線的に増加するが、その増加率は小さい。なお、基板傾角による成長速度の違いはない。高温成長では、成長速度はAsH<sub>3</sub>分圧に依存せず、TMG分圧のみに依存する。この差は、低温成長は反応律速となること及びAsH<sub>3</sub>の分解効率が低下することに起因すると考えている。

これら GaAs エピタキシャル層の表面欠陥数とV/II比(AsH。分圧)の関係を表5に示す。V/II 比が 50(AsH。分圧=5.05×10<sup>2</sup> Pa)では表面欠陥が増加している。なお、基板傾角による差異は ない。

#### 5-4. 成長メカニズムの考察

GaAs の MOVPE による成長メカニズムを考える場合、原子層エピタキシー(ALE)の研究から得られる知見が貴重なヒントとなる。ALEの研究により、結晶表面が Ga でおおわれている状態(Ga 面)では、上空に飛来した AsH<sub>3</sub>が1分子層の状態で吸着すると考える<sup>40</sup>のが確からしい。そうすると問題は皿族の Ga であり、これがモノメチルガリウムのような有機ガリウムの状態で As 面に吸着するのか、それとも Ga 単体として吸着するのかが議論の対象となっていた。

堀越<sup>5</sup>らは表面光吸収法(Surface Photo-Absorption:SPA)なる偏光反射率測定法を用い、成 長のエピタキシャル結晶表面の原子状態をin situ(その場)で観察し、その結果より600℃以上の 高温成長では、表面上のⅢ族種は有機ガリウムではなく金属ガリウムであることを結論した。

## 表4 AsH<sub>3</sub>分圧(V/Ⅲ比)を変えて成長した低温(500℃)成長 アンドープ GaAs エピタキシャル層の電気特性

土 0.5° OFF 基板上成長

AsH₃分圧(Pa)	1.01 × 10 <sup>2</sup>	2.02 × 10 <sup>2</sup>	3.03 × 10 <sup>2</sup>	$4.04 \times 10^{2}$	5.05 × 10 <sup>2</sup>
V╱Ⅲ比	10	20	30	40	50
キャリア濃度(cm <sup>-</sup> 3)	+1.1 × 10 <sup>17</sup>	+7 × 10 <sup>16</sup>	+2.1 × 10 <sup>16</sup>	4~9×10 <sup>11</sup>	1 × 10 <sup>10</sup>
移動度(cm²/V·s)	280	270	290	3100	3000
抵抗率(Ω·cm)			_	$2 \sim 5 \times 10^{3}$	2×10 <sup>5</sup>

2°OFF 基板上成長

AsH₃分圧(Pa)	1.01 × 10 <sup>2</sup>	$2.02 \times 10^{2}$	3.03 × 10 <sup>2</sup>	4.04 × 10 <sup>2</sup>	5.05 × 10 <sup>2</sup>
V∕Ⅲ比	10	20	30	40	50
キャリア濃度(cm <sup>-</sup> 3)	+1.3 × 10 <sup>17</sup>	+3.5 × 10 <sup>16</sup>	高抵抗	高抵抗	高抵抗
移動度(cm²/V·s)	260	260	_	1	-

注:キャリア濃度の+はP型を示す



図6 異なるV/III比で成長した低温成長 GaAs の ファトルミネッセンススペクトル(4.2K)



図7 低温成長 GaAs の成長速度とV/IIL (AsH<sub>3</sub>/ TMG)との関係

表5 異なる V/Ⅲ比で成長した低温成長アードープ GaAs エピタキシャル層の表面欠陥密度(成長温度 500℃)

V∕Ⅲ比	(AsH <sub>3</sub> /TMG)	10	20	30	40	50
表面欠陥密	士 0.5°OFF 基	1 × 10 <sup>3</sup>	1 × 10 <sup>3</sup>	1.5 × 10 <sup>3</sup>	1.2 × 10 <sup>3</sup>	3.9 × 10 <sup>3</sup>
度(cm <sup>-2</sup> )	板					
表面欠陥密	2°OFF基	1 × 10 <sup>3</sup>	1.6 × 10 <sup>3</sup>	8.2 × 10 <sup>3</sup>	1.4 × 10 <sup>3</sup>	3.9 × 10 <sup>3</sup>
<b>度</b> (cm <sup>-2</sup> )	板					



a) 600で以上



ъ) 550℃



c) 500℃以下

図8 成長モデル

図8に示したモデル図に従ってモデルを述べる。高温成長(600℃以上)では気相の境界層を拡 散してきた TMG が、境界層中で熱分解して金属 Ga となり、結晶表面(AsH<sub>3</sub> でなくAs 面の可能性 がある。)を移動してステップやキンクにたどりつき、そこで As と結合して GaAs となる。そして、ス テップが成長していく、いわゆるステップフロー成長となる。 Ga が結晶表面を動く速度が十分速く、 かつ TMG は境界層中で十分熱分解できるため、GaAs の成長速度は TMG の境界層中への供給 速度により支配される。即ち、TMG の供給律速(輸送律速)となる。 成長温度が少し低下すると (550℃)、表面での Ga の動く速度が遅くなり、Ga がステップやキンクにたどりつくまえにテラス上 で成長を始める。即ち、ステップフロー成長ではなく核成長を始める。しかも、まだ TMG の分解速 度は遅くなっていない(それほど温度は低くない)ので、表面での Ga は過飽和となり三次元成長 即ち島状成長を始める。これが、梨肌上の表面の原因となる。 さらに成長温度が下がると(500℃)、TMG の熱分解速度が低下し始め、表面への Ga の供給速度がアレニウス型となる。これが反応律速の主因と考える。Ga の表面 migrationの速度はますま す遅くなり、Ga が凝集して Ga 液滴を形成するようになる。この Ga 液滴はその高さが2原子層程度までであれば、As の取込みによって GaAs となるが<sup>6)</sup>、それ以上になると Ga 液滴のまま結晶中に残ってしまう。これが、図2に示した表面欠陥のオリジンであろう。

もっと成長温度を低くすると(450℃)、TMG の分解率がさらに悪くなると共に、表面で Ga がより 小さな液滴を多数形成するようになる。これが、450℃成長でより小さな表面欠陥が多数発生する 原因である。

高温では、AsH<sub>3</sub>は分解してAsとなって表面に結合しており、低温では分解せずにAsH<sub>3</sub>として吸着している可能性がある。AsH<sub>3</sub>として吸着している場合、このAsH<sub>3</sub>はTMGもしくはその分解物(モノメチルガリウムの可能性が強い)<sup>7</sup>と直接反応して GaAs を形成する可能性がある。このような成長では、migrationが殆どないので核形成成長となり、二次元核成長から三次元核成長(島状成長)への変化も容易に生じるであろう。

高温でも AsH<sub>3</sub> として吸着していると、皿族は金属 Ga として表面に供給されるから、Ga は AsH<sub>3</sub> と反応しにくく、Ga は移動してエネルギー的にも安定なステップの AsHx (As となっている可能性あ り)と反応して GaAs となる。即ち、ステップフロー成長となる。低温では、TMG が未分解で表面に 供給される率が多くなるため、先程述べたように、TMG が飛来した地点でそのまま AsH<sub>3</sub>と反応し て GaAs となる。即ち、テラス上の二次元核成長となる。

#### 5-5. 結言

エピ/基板界面の n 型不純物汚染の原因となりうるオートドーピングの抑止や高抵抗バッファ層 の実現などが期待できる GaAs の高純度鏡面低温成長の実現のため、低温成長における表面欠 陥発生の問題を GaAs の成長メカニズムに立ち返って研究し以下の結論を得た。

表面欠陥発生が成長律速の遷移(輸送律速から表面反応律速への遷移)に伴う現象であり、より低温の表面反応律速領域では鏡面成長が実現するとの仮説を立て、その実証を行った。その結果、従来の成長温度より100~150℃低い 450~500℃で鏡面のエピタキシャル結晶が成長できることを明らかにした。また、500~550℃で成長したアンドープ GaAs 層はp型であり、そのホール 濃度は成長温度の低下と共に増加することを示した。さらに、これらの GaAs エピタキシャル層中 のアクセプタはカーボンであることを 4.2K のフォトルミネッセンス測定より明らかにし、成長中の AsH₃分圧を高くすることにより500℃という低温でのアンドープ GaAs 高純度鏡面成長を実現した。

この成長メカニズムを結晶表面上のGaのマイグレーションと液滴形成の観点から考察し、600℃ 以上の成長では成長表面の金属Gaがステップ端に結合して成長するステップフロー成長であり、 500℃以下ではテラス上でGaが凝集して液滴を形成しこれがヒロックと呼ばれる表面欠陥を発生 することを示した。

### 参考文献

- 1) M. Tachikawa and H. Mori: Inst. Phys. Conf. Ser. (IOP Publishing, Bristol & London, 1990) No. 106, Chap. 12, p. 901.
- 2) N. J. Delaney, A.S. Browu, U. K. Michra, C. S. Chou, and L. E. Larsou: *Inst. Phys. Conf. Ser.* (IOP Publishing, Bristol & London, 1990) No. 106. Chap. 4, p. 189.
- 3) D. H. Reep and S. Chandi: J. Electrochem. Soc. 130 (1983) p. 675.
- 4) M. Tsuda: Jpn. J. Appl. Phys.. 27 (1988) L960.
- 5) M. Makimoto, Y. yamauchi, N. Kobayashi, and Y. Horikoshi: Jpn. J. Appl. Phys. 29 (1990) L645.
- 6) 大坂二郎, 井上直久, 山田孝二, 問田洋一, 和田一実: 日本学術振興会第 145 委員会第 43 回研究会資料(1988).
- 7) N. Kobayashi and Y. Horikoshi: Jpn. J. Appl. Phys. 30 (1991) L319.

## 第6章 フェースダウン MOVPE による大口径高出力へテロ接合電界効果 トランジスタ用エピタキシャルウェハの多数枚成長技術

#### 6-1.緒言

爆発的に拡大した日本のデジタル携帯電話のハンドセットの高周波高出力アンプのほとんどに は AlGaAs/InGaAs/AlGaAs のダブルヘテロ構造を動作層とする DHPHEMT を代表とする HFET が用いられている。この HFET は単一電源用や次世代の携帯電話システムであるCDMA用として も優れた性能を示している。この携帯電話用 HFET の量産は、本研究で開発した MOVPE による 高品質、高均一かつ再現性のよい4インチ及び6インチ HFET エピタキシャルウェハの量産技術に より支えられてきた。

この MOVPE による HFET エピウェハの量産技術を開発するまでは、高周波化合物半導体トラン ジスタのエピタキシャル成長技術は主に MBE によって研究され、実用化されていた。それまでの MOVPE は量産技術としてのポテンシャルが期待されているものの、その研究の多くは光素子を 対象としており、MOVPE による HFET エピタキシャルウェハの量産技術開発のためには多くの解 決すべき課題があった。

過去、MOVPE の量産技術としてはバレル型成長炉<sup>1)</sup>に始まり、図 1 に示すように、縦型高速回転成長炉<sup>2)</sup>、自公転バレル型成長炉<sup>3)</sup>、パンケーキ型(プラネタリ型とも言う)成長炉<sup>4)</sup>、水平横型 炉等のフェースアップ型 MOVPE が開発されてきた。しかし、これらの量産技術は以下に示すよう な問題があった。

HFET エピウェハの一般的な構造と従来の MOVPE の問題を図2に示す。HFET エピウェハは基本的に、能動層、バッファ層、半絶縁性 GaAs 基板から構成される。従来のフェースアップ型 MOVPE では大口径化に伴う減圧成長により図2に示すように、①AlGaAs 層の炭素濃度の増加、 ②パッファ層と基板の界面でのSiの蓄積、③リアクタ内壁への反応生成物の不要な堆積による長 期レンジでの成長再現性の低下という問題があった。①は、HFET エピウェハの AlGaAs/GaAs ヘ テロバッファ層のアクセプタ濃度増加となり、その結果、寄生容量を生じて HFET の高周波特性を 悪くする。また、②の界面のSildドナーとなってチャネル層の電位変動やリーク電流の増加をもた らす。このチャネル層の電位変動は動作電流の変動をもたらし、リーク電流の増加はドレインコン ダクタンスの増加をもたらす。これは、デバイス特性の大幅な低下をもたらす。また、成長再現性 の悪さはエピタキシャルウェハ、ひいてはデバイスの性能歩留まりの大幅低下を引き起こす。

これらの問題の解決のためには、従来の MOVPE や MBE の研究では得られない新たな研究が 必要であった。

ここでは、これらの課題の解決のために開発したフェースダウン MOVPE 成長技術による高純度 p 型 AlGaAs/GaAs ヘテロバッファ層成長、in-situ cleaning 技術による高純度エピ/基板界面 実現、4インチおよび6インチ DHPHEMT エピウェハの多数枚高均一高再現成長について述べる。



図1. 従来の MOVPE 量産炉



図2. フェースアップ型 MOVPE による高出力 FET 用エピタキシャルウェハの多数枚成長の問題点

6-2. フェースアップ MOVPE の問題

フェースアップ MOVPE 炉の模式図とその問題を図3に示す。原料ガスの流れは基板を加熱して いるサセプタ上空でガス温度上昇による浮力により基板上方へ押し付けられ、天井側の内壁に析 出しやすくなる。この内壁への不要な析出による分解生成物の堆積がガス流の不安定性や渦流 発生による原料やドーパントガスの滞留をもたらし、パーティクルの発生や成長再現性の低下、バ ッファ層/基板界面での Si などの不純物汚染をもたらす。また、AsH<sub>3</sub>ガスも天井側へ向かう傾向 にあるため、成長表面では実質的な AsH<sub>3</sub>の欠乏をもたらし TMA や TMG(特に TMA)からの炭素 の取り込み増加による AlGaAs/GaAs ヘテロバッファ層のアクセプタ濃度増加となる。



図3. フェースアップ型 MOVPE の問題点

6-3. フェースダウン MOVPE のコンセプト

上記のモデルから、天井側に基板を保持、加熱して、エピタキシャル成長面を下向きとすれば成 長表面で AsH。濃度を高くし、流れを安定な層流とし、不規則な堆積をなくすことができると考えた。 成長面での AsH。濃度の向上は、バッファ層中の炭素濃度の低減と制御をもたらし、安定な層流 はバッファ層/基板界面の高純度化、パーティクルの抑止、優れた成長再現性をもたらす。このコ ンセプトを図4に、具体的な成長炉の模式図を図5に示す。安定な層流実現と複数の基板を保持 したサセプタの加熱、温度制御と回転のため、原料ガスは高純度石英製のフローチャンネル中に 流し、その上部からサセプタを保持し回転させ、サセプタを囲む高純度カーボン製のヒーターによ り間接的に基板を加熱、温度制御している。また、これらは全て、高気密のチャンバ内に置かれ、 酸素や水分などの浸入を防いでいる。原料ガスはキャリアガスである高純度水素で希釈しフロー チャンネル中に供給している。エピタキシャル成長時の基板温度は 600~700℃、成長圧力は 10<sup>4</sup> Pa である。



図4. フェースダウン MOVPE のコンセプト



# Horizontal face down type reactor

図5. フェースダウン MOVPE 炉の模式図

6-4. 高純度 AlGaAs 成長

6-4-1. AlGaAs 結晶中への炭素アクセプタ混入モデルとフェースアップ MOVPE における 対策の限界

図6に標準的なフェースアップ型横型 MOVPE 炉における炭素の混入モデルを模式的に示す。 AI や Ga の原料である有機金属化合物は成長速度を決定し、AsH<sub>3</sub>は有機金属の分解を促進する。 ここで、有機金属の分解反応が不十分であると、AI-C や Ga-C の結合が切れず AIGaAs 層や GaAs 層中に炭素が取り込まれる。特に、AI-C の結合は強く AIGaAs 層に炭素が混入しやすい。 この炭素はアクセプタとなり、AIGaAs 層のアクセプタ濃度が増加する。この炭素の混入を抑止す るためには、図7に示すように AsH<sub>3</sub>の供給量を増やすか AsH<sub>3</sub>の分解を促進するために成長温度 を上げるかすればよい。しかし、AsH<sub>3</sub> の増加はコストの増大をもたらし、成長温度の増加は PHEMT の動作層である InGaAs チャネル層の結晶性の低下を生じる。



図6. 炭素の混入モデル



図7. フェースアップ MOVPE 成長 AlGaAs における炭素アクセプタ低減策と問題

6-4-2. フェースダウン MOVPE による炭素混入の低減

本フェースダウン MOVPE でアンドープ  $AI_{0.28}Ga_{0.72}As$  を成長し、そのアクセプタ濃度の V/III比依存性を調べた。ここで V/III比とは [AsH<sub>3</sub>]/[TMG+TMA]即ち AsH<sub>3</sub>分圧と TMG 及び TMA の分圧の の和との比である。 V/III比は TMG や TMA の分圧(濃度)を一定として AsH<sub>3</sub>分圧(濃度)を変えることにより変化させた。アクセプタ濃度は C-V 法で測定した。したがって、ここでいうアクセプタ濃度とは、正味のアクセプタ濃度からバックグランドのドナー濃度を差し引いた見かけ上のアクセプタ 濃度  $N_A - N_D$  となっている。

図8に結果を示す。フェースダウン成長により1桁近いアクセプタ濃度の低減と大幅なAsH<sub>3</sub>供給量の削減を実現できている。これは、フェースダウン成長によりコンセプトどおりAsH<sub>3</sub>の分解効率が向上し、炭素の結晶中への取り込みが減少したことを示している。このアクセプタ濃度を低濃度に制御した高純度 Al<sub>028</sub>Ga<sub>0.72</sub>As 成長の実現により、p<sup>-</sup>型のキャリア濃度を設計どおりに制御した p<sup>-</sup>AlGaAs/GaAs ヘテロバッファ層の成長が可能となった。



# <u>a)アンドープAl<sub>0.28</sub>Ga<sub>0.72</sub>Asの炭素アクセプタ 濃度の</u> V/Ⅲ比依存性(C-V法、成長温度600℃)

図8. フェースダウンMOVPEによる炭素アクセプタ濃度(N<sub>A</sub>-N<sub>D</sub>)の低減

## 6-5. バッファ層と基板の界面の高純度化

6-5-1. 界面の不純物汚染問題

バッファ層と基板の界面に不純物や結晶欠陥があると、これが深い準位の源となり、キンクなど の非線形現象やリーク現象をもたらす。

従来、MBE法で成長したHFETエピではバッファ層と基板の界面に10<sup>19</sup> cm<sup>-3</sup>もの高濃度の酸素が存在し、これが深い準位を形成していた。このような現象は、MOVPE法で成長したHFETエピには見られない。しかし、MOVPEでは図9、図10に示すようにシリコンによるn型の汚染がバッファ層と基板の界面に発生し、HFETのピンチオフ特性の悪化やリーク電流発生をもたらす問題があった。この現象は、不定期に発生し、この原因究明と対策が求められていた。



図9. HEMT構造エピウェハのエピ層/基板界面に発生したn型のキャリア蓄積 (C-V法によるキャリアプロファイル測定)



図10. エピ層/基板界面にn型キャリア蓄積の発生したエピウェハの不純物分析(SIMS)

6-5-2. in-situ cleaning

バッファ層と基板の界面に発生するn型汚染は、GaAs基板表面がSiで汚染された結果である可 能性、もっと言えばシリコンでプレーナドーピングされた結果である可能性が高い。即ち、エピ層中 の成長中断した界面には汚染はまったく発見されず、炉内構造物など、基板表面以外にSiの供給 源がある可能性は少ない。しかし、基板表面に付着して炉内に持ちこまれた金属SiもしくはSi化合 物がそのままの状態でGaサイトに取りこまれドナーとなる事は、今までのn型ドーピングの研究結 果からは考えにくい。このシリコン化合物が何らかの反応で水素化物となって雰囲気中に気化し、 再度、基板表面にプレーナドープされた可能性が高い。そしてこうした現象は、成長空間中のガス の滞留によって促進されると考えられる。

このモデルについて考察し、これに基づき成長前に連続的にシリコンを脱離させ表面を清浄化 する in-situ cleaning 法を開発した。フェースダウン MOVPE で in-situ cleaning を行い、バッファ 層を模擬して成長したアンドープ GaAs 層と GaAs 基板界面を2次イオン質量分析法(SIMS)により 測定した結果を図11に示す。比較のために評価した MBE 成長のエピタキシャルウェハには、非 常に多くの酸素、炭素、シリコンが界面に認められる。しかし、フェースダウン MOVPE で成長した エピタキシャルウェハには、それらがまったく見られず(測定限界の1×10<sup>16</sup>cm<sup>-3</sup> 以下。)、高純度 な界面が実現されていることがわかる。

6-5-3. 界面準位の影響

深い準位がバッファ層/基板界面にあるとHEMTの2次元電子ガスチャネル層の三角井戸型ポ テンシャルをゆがめ、シートキャリア濃度や移動度に悪影響をもたらす。この効果は、バッファ層 /基板界面とチャネル層が近くなる程、即ちバッファ層厚さが薄くなる程大きくなる。一方で、バッ ファ層厚さは、エピタキシャル層トータルの厚さの中の大部分を占め、バッファ層厚さを薄くするこ とは経済的にも効果がある(HEMT構造では能動層の厚さが数10nmなのに対し、バッファ層の厚 さは通常1μm程度)。

この界面のフェースダウン MOVPE による高純度化の効果を能動層の電気特性の点から評価した結果を図12に示す。能動層として、より敏感な HEMT 構造の2DEG チャンネルを用い、バッファ層の厚さを変えて界面準位の影響を調べた。MBE の場合、FET エピや HEMT エピのバッファ層を 界面準位の影響を緩和するため1 μm 程度に厚くしている。界面を高純度処理した MOVPE エピの場合、バッファ層厚さを 0.1 μm と 1/10 の厚さにしても2DEG チャンネルの移動度やシートキャリア濃度は変わらず、きわめて高品質な界面であることがわかる。



図11. バッファ層/基板界面の不純物プロファイル by SIMS



図12. 移動度及びシートキャリア濃度のバッファ層厚さ依存性

MBEは界面に深い準位があるため、バッファ厚さが0.2 µ m以下になると移動度やシートキャリ ア濃度が低下するが、フェースダウンMOVPEで成長したHEMT構造エピは0.1 µ mの薄さまで移動 度やシートキャリア濃度が低下していない。このことはフェースダウンMOVPEにおけるin-situ cleaningによって深い準位のない高純度なバッファ層/基板界面が実現されていることを示してい る。

6-6. フェースダウン MOVPE による 4 インチ及び 6 インチ高出カヘテロ接合電界効果 トランジスタ用エピタキシャルウェハの高均一高再現多数枚成長技術の開発

6-6-1. 大面積高均一成長の考え方

大面積で均一なエピ成長を再現性よく行うためには、サセプタ上でのガスの流れと原料の分解、 消耗の関係をよく理解し、制御する必要がある。即ち、原料分子はサセプタや基板などの発熱体 との衝突によって活性化、分解し、他の原料分子との反応や表面との反応を介して結晶成長に寄 与、その結果として消耗する。この一連の過程が流れに沿って生じ、反応種の分布が決まる。

膜厚や混晶組成を決定する各化合物の成長速度は、TMGやTMA、TMIなどのⅢ族の有機金属 化合物原料もしくはこの分解で生じた反応種の輸送で律速される。従って、成長速度の流れ方向 の分布は成長表面近傍の反応種(例えばモノメチルガリウムなど)の濃度の分布できまる。流れ に沿った反応種の減少分が成長に寄与し、成長速度は流れ方向に指数関数的に減少する。この 減少率を緩やかなものに制御すれば、近似的に線形に減少する分布とすることができる。この流 れ方向の分布が流れと垂直な方向で同じ、即ち均一で、かつ、各化合物間で同じであれば、サセ プタを回転することによって、大面積のサセプタ全面で膜厚や混晶組成の均一なエピを再現性よ く成長できることになる<sup>50</sup>。図13にサセプタが無回転状態でのサセプタ上での理想的な成長速度 分布を模式的に示す。しかし、実際には流れに垂直方向の成長速度分布は一定とはならない問 題があった。n-AlGaAsを成長した結果を図11に示す。

ここで MOVPE の成長空間での成長速度を決める有機金属の分解と反応を考える。 図14に示 すように加熱空間のガス流上流側で分解が始まり、流れ方向に分解反応物の濃度が増加し、そ の後、分解反応物の成長面への拡散、析出により流れの下流方向に濃度が減少して行く。従って、 分解のピークをサセプタの前方端にもって行き、その後の濃度減少が流れ方向にほぼ直線的に なるように流れと温度の制御を行えば、サセプタを回転することにより、サセプタ上の成長速度は 均一となる。しかし、これには条件があり、流れに垂直方向の成長速度分布が一定となる必要が ある。このとき、図14.a)に示すように分解開始点が流れに垂直方向でそろっていないとその方 向での成長速度分布を生じ、図13のような不均一な分布となる。従って、図14.b)に示すように 流れに垂直方向の分解開始点をそろえる必要がある。この考えに基づき、加熱ゾーンの開発と流 れの制御を行った4インチ及び6インチ多数枚成長フェースダウン MOVPE 炉を開発した。



分布発生要因:ガス流分布、上流での分解反応の差

図13. 多数枚高均一成長のための大面積サセプタ上での理想的な膜厚分布(実線)と 実際の分布(〇) :サセプタ回転無し。



図14. MOVPE 炉中の原料分解反応モデル
図15にサセプタを静止した状態で成長したn-AlGaAs 層のサセプタ上の流れ方向と垂直方向の 膜厚分布及びサセプタを回転した場合のn-AlGaAs 層の膜厚分布を示す。モデルどおりの流れ方 向、垂直方向の成長速度分布が実現でき、サセプタ回転により 4 インチ直径で±1.6%の均一性 が実現できている。

キャリア濃度の面内均一化のためには、サセプタ及び基板の温度分布とドーピング原料の気相 反応を考慮する必要がある。DHPHEMT エピタキシャルウェハではドナーとして拡散係数の小さい Siを用いる。そのドーパントはドーピング効率が高く、温度依存性が小さいジシラン(Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>)である<sup>6)</sup>。 この場合、Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>とAsH<sub>3</sub>との気相反応<sup>7)</sup>や Si と As との競合吸着が重要となる。

4インチn-AlGaAs エピウェハの膜厚、混晶組成、キャリア濃度の均一性を図16に示す。単体 FET, HEMT やMMIC に十分な面内均一性が得られている<sup>5)</sup>。



図15. 加熱ゾーン改良後の AlGaAs の膜厚分布 (ガス流に垂直な方向の原料分解反応を均一化)



図16. 4インチn-AlGaAs エピタキシャルウェハの面内均一性

6-6-2.4インチ高電子移動度トランジスタ用エピタキシャルウェハの面内均一性、再現性

HEMT やPHEMT 構造の成長のためには量産炉で高均一性、高再現性と超薄膜制御性が両立 する必要がある。図17に本フェースダウン MOVPE によって成長した AlGaAs/GaAs 超格子の透 過電子顕微鏡写真を示す。フェースダウン MOVPE による安定した層流の実現により 1nm の超薄 膜まで膜厚制御ができている事がわかる。

4インチ AlGaAs/GaAsHEMT エピウェハの電気特性の面内均一性を図18に示す。77Kの移動 度は十分高く、その均一性も良好であり、膜厚等の構造パラメーターだけでなく超薄膜層やヘテロ 界面の品質の均一性も優れていることがわかる。



図17. 超薄膜成長



量産技術としては、run to runの再現性がきわめて重要である。n-GaAs の膜厚、キャリア濃度 の再現性と、長期的な再現性を調べるため約40回成長ごとに成長したn-AlGaAs の再現性を 図19に示す。装置固有の再現性を知るため、あえて、成長条件の微調整を行っていない。エピウ ェハの特性の再現性はきわめて良好である。これらの特性は、量産レベルで安定して得られ、か つ、メンテナンスなどに対する回復時間も非常に早い。本 MOVPE 技術が高周波化合物半導体デ バイスの量産技術として非常に優れていることがわかる。



図19.成長再現性

# 6-6-3. デジタル携帯電話用高出力ダブルヘテロシュードモルヒック高電子移動度 トランジスタ用エピタキシャルウェハの成長

DHPHEMT エピタキシャルウェハの構造を図20に示す。従来のPHEMT と違い InGaAs チャネル 層の下にも15nmと超薄膜のn-AlGaAs キャリア供給層がある。チャネル層の上のキャリア供給層 と共にこのキャリア濃度が2×10<sup>18</sup> cm<sup>-3</sup>以上と高濃度のため、DHPHEMT の閾値電圧がキャリア 供給層の膜厚に非常に敏感となる。従って、エピタキシャルウェハの膜厚、キャリア濃度、Al 組成 の制御性、ウェハ面内均一性、ウェハ間および成長ロット間の再現性が特に重要となる。例えば、 膜厚の±3%のばらつきは閾値電圧で±50mv 弱のばらつきを生じる。実用上は閾値電圧で± 20mv 以下が求められ、そのためには膜厚で±2%以下の均一性、再現性が必要となる。

図21に DHPHEMT エピタキシャルウェハのピンチオフ電圧Vpの均一性を示す。ピンチオフ電 圧はC-V法で測定し、デバイスの閾値電圧に相当する。膜厚、キャリア濃度、混晶組成の均一 性を反映した優れたウェハ面内均一性が得られている。



図20. DHPHEMT エピタキシャルウェハの断面構造模式図



図21.4インチ DHPHEMT の Vpの面内均一性

6-6-4. 6インチ多数枚成長

6インチ多数枚成長炉の模式図を図22に示す。また、6インチn-AlGaAs エピウェハと6インチ HEMT エピウェハの面内均一性を図23、図24に示す。4インチエピと同程度の高品質、高均一エ ピが容易に得られており、将来の大口径化に対しても本 MOVPE 技術が十分対応できることを示 している。さらに、図25は6インチ DHPHEMT エピタキシャルウェハのピンチオフ電圧Vpの均一性 を示す。

また、シート抵抗とその面内均一性の run to runのばらつきを図26に示す。160回と言う長期の繰り返し成長において、±1.8%という優れた再現性が得られている。

さらに均一性を向上し大口径多数枚成長を実現するために開発されたプラネタリ型フェースダウン MOVPE 炉により成長した AlGaAs エピタキシャルウェハの面内均一性を図27に示す。6インチで±1.0%の均一性が得られている。



図22.6インチ多数枚フェースダウン MOVPE 炉の模式図



図23.6インチn—AlGaAsの面内均一性



図24.6インチ HEMT の面内均一性



measured by C-V

図25.6インチ DHPHEMT の Vpの面内均一性



図27.6インチ多数枚プラネタリー型フェースダウン MOVPE の均一性 (n-AlGaAs)

#### 6-7. 結言

大口径HFETエピウェハの多数枚成長技術実現のため、フェースダウンMOVPEを提案し、こ れにより高純度 AlGaAs 成長及び in-situ cleaning によるバッファ層/基板界面の高純度化を実現 した。さらに、バッファ層/基板界面の高純度化の効果として薄膜バッファHEMTエピタキシャルウ ェハの高移動度化を達成した。また、大口径多数枚成長のため、成長リアクタ内での原料分解制 御のコンセプトを提案し、これに基づいて開発したフェースダウンMOVPE炉により、4 インチ及び 6 インチDHPHEMTエピタキシャルウェハの高均一高再現性量産技術を開発した。

以上の研究の結果、高出力 HFET 用エピタキシャルウェハの量産に成功し、日本の携帯電話の 高周波高出力アンプの発展に貢献する事ができた。

#### 参考文献

- 1) F. Nakamura and H. Kawai: J. Crystal Growth 93 (1988) 292.
- G. S. Tompa, P. A. Zawadzski, K. Moy, M. McKee, A. G. Tompson, A. I. Gurary, E. Wolak,
   P. Esherick, W. G. Brelland, G. H. Evans, N. Bulitka, J. Hennessy, and C. J. L. Moore: J. Crystal Growth 145 (1994) 655.
- 3) T. Ohori, N. Tomesaki, M. Suzuki, K. Kasai, and J. Komeno: Jpn.J. Appl. Phys. 31 (1992) L826.
- 4) P. M. Frijlink: J. Crystal Growth 93 (1988) 207.
- 5) T. Tsuchiya, T. Megro, H. Sakaguchi, and S. Kuma.: *Inst. Phys. Conf. Ser.* (IOP Publishing, Bristol & London, 1992) 129, p. 67.
- 6) M. Masi, H. Simka, K. F. Jensen, T.F.Kuech, and R. Potemski: J. Crystal Growth 124 (1992) 483.
- 7) T. Kikkawa, T. Ohori, H. Tanaka, K. Kasai, and J. Komeno: J.Crystal Growth 115 (1991) 448.

#### 第7章 結論

高周波化合物半導体デバイスは携帯電話、衛星放送受信機などの無線機器の高周波送受信 素子として必須のデバイスであり、マルチメディアの波とともに大きな発展を遂げている。この高周 波化合物半導体デバイスの主要デバイスであるヘテロ接合電界効果トランジスタ(HFET)は化合 物半導体の超薄膜多層エピタキシャルウェハを用いて作製される。本論文は、GaAs、AlGaAs、 InGaAs の超薄膜多層構造からなるHFETエピタキシャルウェハの有機金属気相エピタキシャル (MOVPE)成長におけるn型ドーピング、プレーナドーピング、低リーク高純度バッファ層成長、低 温成長、大口径多数枚量産技術についてまとめたものである。以下に、本論文の結論を各章ごと に示す。

第2章では、MOVPE による GaAs への n 型ドーピング、即ち、Si と Se のドーピングの性状、振る舞いを系統的に調べ、SiとSe がそれぞれ III族サイトとV 族サイトを占有するドーパントである観 点から競合吸着モデルによるドーピングメカニズムを提案し、その実証を行った。その結果、以下 の結論を得た。

アンドープ GaAs が n 型となる[AsH<sub>3</sub>]/[TMG](一般にV/III比という)の領域(本実験では、 [AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が25以上の領域)では、IV族ドーパントの場合はIV族ドーパントと TMG のモル分 率比、VI族ドーパントの場合はVI族ドーパントと AsH<sub>3</sub> のモル分率比に依存する、即ち、競合吸着 によってドーピングが支配されていることを明らかにした。また、この領域ではドーピングの成長温 度依存性はドーパント原料とホスト原料の熱分解特性に基本的に依存していることも示した。

ー方、アンドープ GaAs がp型となる領域(本実験では[AsH<sub>3</sub>]/[TMG]が25以下の領域)では、VI 族ドーパントである H<sub>2</sub>Se によるドーピングの場合、競合吸着の対象ではない TMG のモル分率に よって強くドーピング現象が影響を受ける。これは、この領域で、As サイトの空孔が[AsH<sub>3</sub>]/ [TMG]の減少によって増加するためと考えられる。

第3章では、GaAs の Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>を用いた Si プレーナドーピングにおける AsH<sub>3</sub>の効果を Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub>とAsH<sub>3</sub> の供給シーケンスを変えて研究し、プレーナドーピングの支配要因を考察した。また結晶表面の ステップの効果を GaAs 基板の傾角を変えて成長することにより調べた。その結果、以下のことを 明らかにした。

表面反応過程では、AsH<sub>3</sub>は結晶表面へ吸着した Si の脱離を促進し、Si の吸着も阻害すること、 一方で、気相反応では、AsH<sub>3</sub>は気相から結晶表面への Si の取り込みを促進することを明らかにし た。Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> は気相中で AsH<sub>3</sub> と反応して比較的安定なシリルアルシンを生成し、これが結晶表面へ 拡散、吸着して分解し Si として取り込まれると考えられる。シリルアルシンはこの拡散時間のオー ダーでは安定なため、プレーナドーピング時の AsH<sub>3</sub>分圧の増加は Si プレーナドープ量の増加をも たらすと考えられる。

この AsH3の Si 脱離促進、吸着阻害とシリルアルシン生成という相反するプロセスのため、Si プ

レーナドーピング現象は時間的に飽和し平衡状態になると考えられる。また、これらの過程ほどは 支配的ではないが、AsH<sub>x</sub>もしくは過剰砒素で覆われた結晶表面はシリルアルシンの吸着に対して 立体障害となって吸着を疎外するものと考えられる。

一方、基板表面の傾角はAsH<sub>3</sub>分圧が大きいほどSiの脱離と吸着阻害を助長するが、脱離定数 に関してはなにも影響しないことがわかった。これは、基板表面の傾角により結晶表面のステップ 端が増え、AsH<sub>x</sub>もしくはAsの吸着サイトが増加するため、Siの吸着阻害や脱離したSiの再吸着 を阻害するためと考えられる。

これらの Si プレーナドーピング現象及びその支配要因とメカニズムの理解を基に, 3 インチのプ レーナドープ PHEMT エピタキシャルウェハを常圧成長 MOVPE で成長し、面内均一性と成長再現 性に優れるプレーナドープ PHEMT エピタキシャルウェハの成長技術を開発した。

第4章では、HFETエピタキシャルウェハのバッファ層には良質な能動層(チャネル層)を成長す る下地としての役割と能動層からの電流リークを防ぐバリアとしての役割があり、線形動作に優れ るHFETのバッファ層に求められる要件として、リーク電流のないこと、チャネル層付近の電子の 走行性が良いこと、バッファ層と基板の界面に n 型不純物がないことが必要であることを示した。 これに加えて、線形増幅特性に優れた高出力 HFET を実現するためには線形動作を損なうキンク やヒステリシスをもたらす深い準位のないことが必要であることも示した。

この解決法として、深い準位のない高純度の AlGaAs、GaAs をベースに浅いアクセプタ準位であ る炭素不純物を制御した高純度 p 型 AlGaAs/GaAs ヘテロバッファ層を考案した。そして、この具 現化のために GaAs の深い準位である EL2 とV/Ⅲ比の関係を研究し、EL2 のオリジンが As 析出 物であることの考察から低 V/Ⅲ比で成長することにより 10<sup>14</sup>cm<sup>-3</sup>以下と非常に EL2 濃度の少な い GaAs を成長できることを明らかにした。

さらにHFETの相互コンダクタンスやドレイン電流の変化に着目したバッファ層の評価法を考案 し、これらとヘテロバッファ層の AlGaAs 混晶比との関係を明らかにした。これにより AlGaAs/GaAs 構造の最適化を行い、チャネル層の電子走行性とリーク電流抑止の双方を両立させた高純度p 型 AlGaAs/GaAs 多層ヘテロバッファ層を開発した。

第5章では、エピ/基板界面のn型不純物汚染の原因となりうるオートドーピングの抑止や高抵 抗バッファ層の実現などが期待できる GaAs の高純度鏡面低温成長の実現のため、低温成長に おける表面欠陥発生の問題をGaAsの成長メカニズムに立ち返って考察し、表面欠陥発生が成長 律速の遷移(輸送律速から表面反応律速への遷移)に伴う現象であり、より低温の表面反応律速 領域では鏡面成長が実現するとの仮説を立て、その実証を行った。

その結果、従来の成長温度より 100~150℃低い 450~500℃で鏡面のエピタキシャル結晶が成 長できることを明らかにした。また、500~550℃で成長したアンドープ GaAs 層はp型であり、その ホール濃度は成長温度の低下と共に増加することを示した。さらに、これらの GaAs エピタキシャ ル層中のアクセプタはカーボンであることを 4.2K のフォトルミネッセンス測定より明らかにし、成長 中のAsH<sub>3</sub>分圧を高くすることにより500℃という低温でのアンドープGaAs高純度鏡面成長を実現した。

この成長メカニズムを結晶表面上の Ga のマイグレーションと液滴形成の観点から考察し、600℃ 以上の成長では成長表面の金属 Ga がステップ端に結合して成長するステップフロー成長であり、 500℃以下ではテラス上で Ga が凝集して液滴を形成しこれがヒロックと呼ばれる表面欠陥を発生 することを示した。

第 6 章では、大口径HFETエピウェハの多数枚成長技術実現のため、フェースダウンMOVPE を提案し、これにより高純度 AlGaAs 成長及び in-situ cleaning によるバッファ層/基板界面の高 純度化を実現した。さらに、バッファ層/基板界面の高純度化の効果として薄膜バッファ HEMT エ ピタキシャルウェハの高移動度化を達成した。また、大口径多数枚成長のため、成長リアクタ内で の原料分解制御のコンセプトを提案し、これに基づいて開発したフェースダウンMOVPE炉により、 4 インチ及び 6 インチDHPHEMTエピタキシャルウェハの高均一高再現量産技術を開発した。

以上の研究の結果、高出力 HFET 用エピタキシャルウェハの量産に成功し、日本の携帯電話の 高周波高出力アンプの発展に貢献する事ができた。

#### 謝辞

本論文を作成するにあたり、懇切なるご指導とご鞭撻を賜り、また本研究を進めるにあたり大変 貴重なご助言を賜りました大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻藤原康文教授に 深く感謝申し上げます。

本論文の内容に関し有益なご教示とご指導をいただきました大阪大学大学院工学研究科マテリ アル生産科学専攻掛下知行教授および大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻山 下弘巳教授に、厚く御礼申し上げます。

本研究は全て日立電線株式会社で行われたものであります。研究の機会を与えていただいた 歴代の研究幹部の皆様に深く感謝申し上げます。依田文吉元電線研究所長には、本研究を始め る機会を与えていただき、温かい励ましとご支援をいただきました。心より感謝申し上げます。星 野弘之元金属研究所長には、研究開発の戦略論を中心に奥深いご指導と温かいご支援をいただ きました。深く感謝いたします。限彰二元アドバンスリサーチセンタ長には、入社以来、直接、間接 に上司として研究開発の全般、特にフィロソフィーと方法論について深い洞察と高い見識に基づ いたご指導とご鞭撻をいただきました。心底より深く感謝申し上げます。

また、高橋進元アドバンスリサーチセンタ長には電界効果トランジスタについてご教示いただきました。感謝申し上げます。安藤順夫元アドバンスリサーチセンタ長には、温かく研究を見守っていただきました。感謝申し上げます。

本研究を遂行するに当たって、共同で研究開発していただき多くの実験と討論に協力いただい た日立電線株式会社技術研究所土屋主任研究員、目黒元研究員(現化合物半導体事業部主管 技師)、斉藤元技術員に心より感謝申し上げます。また、種々ご援助、ご協力いただきました技術 研究所及び化合物半導体事業部の皆様に心より感謝申し上げます。

## 研究業績

### 1. **原著論文**: [査読あり]

- Y. Fujisaki, Y. Takano, T. Ishibam, <u>H. Sakaguchi</u>, and Y. Ono:
   "Dependence of deep level concentration on nonstoichiometry in MOCVD GaAs," Japanese Journal of Applied Physics 24(11) (1985) pp. L899-L901.
- <u>H. Sakaguchi</u>, R. Suzuki, and T. Megro:
   "Systematic study on Si and Se doping of MOCVD GaAs," Journal of Crystal Growth 93 (1988) pp. 602-606.
- 3) <u>H. Sakaguchi</u>, T. Tsuchiya, T. Megro, H. Nagai, and S. Kuma:
   "MOVPE growth of Si planar-doped AlGaAs/InGaAs pseudomorphic HEMT," Journal of Crystal Growth 124 (1992) pp. 519-524.
- T. Kanata-Kita, H. Nakayama, T. Nishino, and <u>H. Sakaguchi</u>:
   "Photoluminescence and photoreflectance study of electronic structure in pseudomorphic n-AlGaAs/InGaAs/GaAs,"
   Japanese Journal of Applied Physics 31(6B) (1992) pp. L756-758.
- 5) Y. Sasaki, <u>H. Sakaguchi</u>, and S. Kuma:
  "Measurement of abrupt change of carrier concentration by C-V method," Japanese Journal of Applied Physics 32(8) (1993) pp.3577-3599.
- T. Tsuchiya, T. Megro, <u>H. Sakaguchi</u>, and S. Kuma:
  "MOVPE growth of highly uniform 150-mm diameter HEMT structures,"
  Institute of Physics Conference Series 129 (Inst. of Phys., Bristol & London, 1993) pp. 67-72.
- 7) T. Tsuchiya, H. Nagai, T. Megro, and <u>H. Sakaguchi</u>:
  "Thermal stability of highly Se-doped specular surface of In<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>As grown by low-pressure metalorganic vapor phase epitaxy,"
  Journal of Crystal Growth 145 (1994) pp. 403-407.

- 8) T. Kita, T. Inazumi, H. Nakayama, T. Nishino, and <u>H. Sakaguchi</u>: "Resonant coupling between confined and unconfined states in a finite-period In<sub>0.24</sub>Ga<sub>0.75</sub>As/GaAs strained-layer superlattice," Physical Review B 50(4) (1994) pp.2420-2424.
- 9) Y. Otoki, M. Sahara, H. Nagai, <u>H. Sakaguchi</u>, S. Takahashi, and S. Kuma: "Influence of n-GaAs/i-AlGaAs heterostructure interface on the electrical properties of the n-GaAs channel layer," Materials Science & Engineering B 44 (1997) pp. 8-11.
- M. Shibata, T. Furuya, <u>H. Sakaguchi</u>, and S. Kuma:
  "Synthesis of gallium nitride by ammonia injection into gallium melt," Journal of Crystal Growth 196 (1999) pp. 47-52.
- T. Tanaka, M. Washima, <u>H. Sakaguchi</u>:
  "Mechanism of carrier accumulation at the hetero interface between InSb and GaAs,"
  Japanese Journal of Applied Physics 38(2B) (1999) pp.1107-1110.
- T. Tanaka, K. Takano, T. Tsuchiya, <u>H. Sakaguchi</u>:
   "Ordering-induced electron accumulation at GaInP/GaAs hetero-interfaces," Journal of Crystal Growth 221 (2000) pp. 515-519
- T. Kita, T. Kakutrani, O. Wada, T. Tsuchiya, M. Sahara, and <u>H. Sakaguchi</u>:
   "Fourier transformed photoreflectance characterization of internal electric field GaAs/GaInP heterojunction bipolar transistor wafers,"
   Journal of Applied Physics 94(10) (2003) pp. 6487-6490.
- H. Sakaguchi, T. Mishima, T. Meguro, and Y. Fujiwara:
   "Low-temperature growth of GaAs with high quality by metalorganic vapor phase epitaxy," *Institute of Physics: Conference Series* 165 (IOP Publishing, Bristol & London, 2009) pp. 012024/1-4

- 2. プロシーディング等論文:[査読なし]
  - M. Washima, T. Tsuchiya, T. Tani, and <u>H. Sakaguchi</u>: "Influence of arsenic flux ratio in the thermal cleaning process on InP (100)surface characteristics," *Proceedings of the 7th International Conference on Indium Phosphide and Related Materials* (IPRM'95, Sapporo, Japan, May 9-13, 1995) pp. 195-197.
  - T. Tanaka, M. Washima, and <u>H. Sakaguchi</u>: "Suppression of carrier accumulation at the epilayer/substrate interface of InSb grown on GaAs and InP," *Proceedings of the 10th International Conference on Indium Phosphide and Related Materials* (IPRM'98, Tsukuba, Japan, May 11-15, 1998) pp. 123-126.
  - T. Tanaka, T. Hashimoto, M. Washima, <u>H. Sakagushi</u>, and Y. Otoki
     "MOVPE grown metamorphic HEMT epitaxial wafers,"
     Digest of 2000 International Conference on GaAs Manufacturing Technology (2000
     GaAs MANTECH conference, Washington D.C., U.S.A, May 1-4, 2000) pp. 89-92.

## 3. 国際会議発表:

- <u>H. Sakaguchi</u>, T. Tsuchiya, T. Megro, and S. Kuma: "Adsorption and desorption of planar-Doping Si atoms in GaAs during MOVPE Growth," 7th International Conference on Vapor Growth and Epitaxy, 1991, p.29.
- M. Washima, T. Tsuchiya, T. Tani, and <u>H. Sakaguchi</u>: "Influence of arsenic flux ratio in the thermal cleaning process on InP (100)surface characteristics," 7th International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM'95), Sapporo, Japan, May 9-13, 1995.
- <u>H. Sakaguchi</u>, T. Tsuchiya, T. Megro, Y. Otoki, and S. Takahashi:
   "Multiwafer growth technology by face down MOVPE for microwave Devices,"

25th International Symposium on compound semiconductors, 1998. 【招待講演】

- 4) T. Tanaka, M. Washima, and <u>H. Sakaguchi</u>: "Suppression of carrier accumulation at the epilayer/substrate interface of InSb grown on GaAs and InP,"
  10th International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM'98), Tsukuba, Japan, May 11-15, 1998.
- 5) T. Tanaka, T. Hashimoto, M. Washima, <u>H. Sakagushi</u>, and Y. Otoki
  "MOVPE grown metamorphic HEMT epitaxial wafers,"
  2000 International Conference on GaAs Manufacturing Technology (2000 GaAs MANTECH conference), Washington D.C., U.S.A, May 1-4, 2000.
- 6) T. Kita, T. Kakutani, O. Wada, T. Tsuchiya, M. Sahara, and <u>H. Sakaguchi</u>:
  "Selective characterization of interface electric field in GaAs/GaInP heterojunction bipolar transistor by Fourier transformed photoreflectance,"
  15th International Conference on Indium Phosphide and Related Materials, Santa Barbara, May 2003.

## 4. 著書:

<u>坂口春典</u>:
 "第5部 マルチメディア時代の共通基盤技術
 第2章 超高速半導体用結晶成長技術 第2節 MOVPE"
 サイエンスフォーラム光・マイクロ波半導体応用技術 (1996) pp. 433-441.

## 5. 特 許 等:

5.1 外国特許

	特許(公開)番号	発明の名称	発明者
1)	US6468841	Process for producing crystalline silicon	Muramatsu, Shinichi ;

		thin film	Sakaguchi, Harunori ;
			Takahashi, Susumu
2)	US7578909	Method of forming CNT containing wiring material and sputtering target material used for the method	Mano, Satoru ; <b>Sakaguchi,</b> Harunori

# 5.2 日本特許(登録)

	特許番号	発明の名称	発明者
	特許 01917411	異種基板上の化合物半導体エピタキ	<u>坂口春典</u> 、隈章二、
q1)		シヤル成長方法	倉田一宏
2)	特許 02024288	半導体ウエハの製造方法	<u>坂口春典</u> 、隈彰二
			<u>坂口春典</u> 、小野祐一、
3)	特許 02063799	半導体装置製造方法	高橋進、斉田広二、
			山口憲
4)	実登 02148497	化合物半導体気相成長装置	<u>坂口春典</u>
5)	実登 02007901	半導体気相成長装置	鈴木良治、 <u>坂口春典</u>
6)	特許 02650411	電界効果トランジスタ	目黒健、 <u>坂口春典</u>
_		一般用効用し ニンパフタの制造士社	<u>坂口春典</u> 、目黒健、
	特許 02663641	電外効果トランシスタの要迫力伝	土屋忠厳、斉藤博
	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	半導体基板表面保護方法及びその方	
8)	特許 02765097	法を実施して作成した電界効果トラ	目黒健、 <u>坂口春典</u>
		ンジスタ	
9)	特許 02773338	電界効果トランジスタ	<u>坂口春典</u> 、土屋忠厳
10	林迩 02020206	表面に絶縁層を有する化合物半導体	版口奏曲
10)	符 計 02830380	結晶の製造方法	<u> </u>
11)	特許 02745819	気相膜成長装置	<u>坂口春典</u>
10	特許 02773449	金属絶縁物半導体電界効果トランジ	土屋忠厳、佐々木幸
12)		スタ	男、 <u>坂口春典</u>
10	<u></u>	絶縁膜付きウェハの製造方法及び絶	谷毅彦、 <u>坂口春典</u> 、
13)	特許 02906/94	緑膜付きウェハ	隈彰二、目黒健
1.0	株式 00000075	化合物半導体トランジスタ用ウェハ	土屋忠厳、永井久隆、
14)	特計 02903875	及び化合物半導体トランジスタ	坂口春典
	特許 02970236	<b>ク</b> ム ウーンエズスの制造士社	<u>坂口春典</u> 、谷毅彦、
15)		GaAs リエハ及ひての裂垣万法 	限彰二
16)	特許 03141628	化合物半導体素子及びその製造方法	<u>坂口春典</u> 、永井久隆、

			目黒健、土屋忠厳
17)	特許 03232833	GaAs 単結晶ウェハ及びその製造方法 並びに選別方法	谷毅彦、 <u>坂口春典</u>
18)	特許 03237459	半導体ウェハ及び半導体装置	<u>坂口春典</u> 、乙木洋平、 目黒健
19)	特許 03237458	半導体ウェハ及び半導体装置	<u>坂口春典</u> 、目黒健、 乙木洋平
20)	特許 03620105	窒化ガリウム結晶の製造方法	中園隆一、 <u>坂口春典</u> 、 海野恒弘、隈彰二
21)	特許 03277809	化合物半導体結晶成長方法及びヘテ 口接合バイポーラトランジスタ	和田次郎、土屋忠厳、 坂口春典
22)	特許 03257398	横型気相成長方法	土屋忠厳、 <u>坂口春典</u> 、 和田次郎
23)	特許 03381587	化合物半導体ウェハの製造方法	和田次郎、 <u>坂口春典</u>
24)	特許 03536699	化合物半導体気相エピタキシャル成 長方法	土屋忠厳、高野和人、 <b>坂口春典</b>
25)	特許 03485016	III-V 族化合物半導体薄膜結晶の成長 方法及びエピタキシャルウェハ	高野和人、土屋忠厳、 <u>坂口春典</u>
26)	特許 03752895	炭化珪素薄膜ウェハ及びその製造方 法	坂口春典
27)	特許 03729065	窒化物半導体エピタキシャルウェハ の製造方法及び窒化物半導体エピタ キシャルウェハ	大島祐一、 <u>坂口春典</u>
28)	特許 04192430	窒化物半導体エピタキシャルウェハ の製造方法及び窒化物半導体エピタ キシャルウェハ並びに半導体デバイ ス	大島祐一、 <u>坂口春典</u>
29)	特許 03867616	半導体製造装置および方法、並びに半 導体ウエハ	宮内昭浩、長谷川満、 渡辺和俊、目黒健、 <u>坂口春典</u>

# 5.3 日本特許(公開)

	公開番号	発明の名称	発明者
1)	特盟昭 62-051200	与相成長装置	<u>坂口春典</u> 、小野佑一、
1)	15月月1日 02-031209		比留間健之
2)	特開昭 62-128114	化合物半導体気相成長装置	<u>坂口春典</u> 、小野佑一
2)	桧腿切 62 006925	半道体藩間の創造古法	比留間健之、小野佑
5)	村田中 03-000833	十夺仲得族 的 发起力 伍	一、 <u>坂口春典</u>
4)	特開昭 63-025295	半導体エピタキシヤルウエハ	隈彰二、 <u>坂口春典</u>
5)	特開昭 63-025294	有機金属化学気相成長方法	海野恒弘、 <u>坂口春典</u>
6)	特開平 01-106419	気相成長方法	<u>坂口春典</u>
7)	特開平 01-117315	半導体薄膜結晶の気相成長方法	<u>坂口春典</u>
		電界効果トランジスタ用エピタキシ	七口寿曲 经十百运
8)	符開平 01-201914	ャルウエハ	<u>火口<b>住</b>興</u> 、如不及伯
			和島峰生、海野恒弘、
9)	特開平 02-160691	エピタキシャルウエハの製造方法	楯尚史、豊島敏也、
			菊池幸夫、 <u>坂口春典</u>
10		電界効果形トランジスタ用化合物半	<u>坂口春典</u> 、乙木洋平、
10)	符開平 02-162743	導体エピタキシャルウェハ	隈彰二
11)	実開平 02-146423	縱型気相成長装置	目黒健、 <u>坂口春典</u>
		化合物光道体ウェハ	土屋忠厳、目黒健、
12)	符開平 03-174735	化合物干導体リエハ	斉藤博、 <u>坂口春典</u>
		● 田 林 田 刑 し ニンパフ 々	目黒健、 <u>坂口春典</u> 、
13)	符開平 03-225927 	電外効果型トフンンスタ	限彰二
14)	特開平 03-284835	縦型気相エピタキシャル成長装置	目黒健、 <u>坂口春典</u>
15)	特開平 04-018724	基板表面処理方法	目黒健、 <u>坂口春典</u>
16)	実開平 04-078276	気相膜成長装置	坂口春典
17)	特開平 04-219925	縦型気相エピタキシャル成長装置	目黒健、 <u>坂口春典</u>
	特開平 04-237127	酸化膜付き結晶ウェハ	谷毅彦、 <u>坂口春典</u> 、
18)			佐々木幸男
		半導体トランジスタ及び半導体トラ	土屋忠厳、永井久隆、
19)	19)   特開平 04-324645	ンジスタ用エピタキシャルウエハ	坂口春典
20)	特開平 04-324624	化合物半導体装置の製造方法	目黒健、 <u>坂口春典</u>
		化合物半導体結晶ウエハ表面への	谷毅彦、 <u>坂口春典</u> 、
21)	特開平 05-102128	As <sub>2</sub> S <sub>3</sub> 膜形成方法	目黒健

		半導体基板および半導体結晶基板の	
22)	符開平 05-109699	製造方法	<u> </u>
	桧朋亚 05 100226		目黒健、 <u>坂口春典</u> 、
23)	符開平 05-129336	半導体集積回路構造 	隈彰二
	44.88.3万 0.6 0.0110.6		土屋忠厳、永井久隆、
24)	村開平 06-021106	化合物半導体エヒタキシャルリェハ	坂口春典
25)	<b>株開</b> 亚 06 077126	化合物半導体薄膜結晶の気相成長方	<u>坂口春典</u> 、中園隆一、
25)	村用平 00-07/130	法及び気相成長装置	海野恒弘、隈彰二
26)	<b>扶朋</b> 亚 06 267067	ヘテロ接合型バイポーラトランジス	高橋進、 <u>坂口春典</u> 、
20)	付册平 00-207907	9	目黒健
27)	特開平 06-283444	気相成長装置	目黒健、 <u>坂口春典</u>
28)	桧朋亚 06 202610	電界効果トランジフタの創造士法	高橋進、 <u>坂口春典</u> 、
20)	将册平 00-302019	电外効末トランシスラの要迫力法	土屋忠厳
20)	桧朋亚 06 210442	与相式長花器	土屋忠厳、目黒健、
29)	付册〒 00-310442	风怕成茂袭直	<u>坂口春典</u>
30)	特開平 07-037819	半導体ウエハ及びその製造方法	<u>坂口春典</u>
21)	林朋亚 07 004422	化合物半導体結晶の気相エピタキシ	日田碑作日本世
51)	13 07-094422	ャル成長方法	口 羔 健、 <u> </u>
32)	特開平 07-161666	化合物半導体ウェハ	谷毅彦、 <u>坂口春典</u>
33)	↓	半道休ウェハ及びその制造方法	<u>坂口春典</u> 、中園隆一、
55)	13/01   07-2017-5		海野恒弘、隈彰二
34)	特開平 07-235494	気相エピタキシャル成長方法	目黒健、 <u>坂口春典</u>
35)	特開平 07-254564	気相エピタキシャル成長法	目黒健、 <u>坂口春典</u>
36)		化合物半導体エピタキシャルウェハ	坂口奏曲
50)		及び半導体素子	<u>XHTR</u>
37)	<b> <u> </u> </b>	半導体ウェハおよび電界効果トラン	坂口孝曲
57)	11 10 1 00-1-000	ジスタ	<u> </u>
38)	<b> 韓</b> 国亚 08-274025	エピタキシャルウェハ及び電界効果	乙木洋平、 <u>坂口春典</u> 、
50)		トランジスタ	目黒健、永井久隆
39)	特闘亚 09-007952	化合物半導体結晶の気相エピタキシ	目黒健、永井久隆、
57)	ער דמו גיו <i>(רכ</i>	ャル成長方法	<u>坂口春典</u>
40)	特開平 09-092635	半導体ウェハの洗浄方法	谷毅彦、 <u>坂口春典</u>
41)	佐期亚 00 115027	200115937   気相成長方法なとバ気知改長社署	土屋忠厳、和田次郎、
, <sup>1</sup>	107-112037		坂口春典
42)	特開平 09-118588	分子線エピタキシャル成長方法及び	和島峰生、 <u>坂口春典</u> 、

		その装置	谷毅彦
43)	特開平 09-214052	有機金属気相成長法	和田次郎、土屋忠厳、 <u>坂口春典</u>
44)	特開平 09-246530	ガリウム・インジウム・リン系高電子 移動度トランジスタ	土屋忠厳、 <u>坂口春典</u>
45)	特開平 09-246526	ガリウム・インジウム・リン系高電子 移動度トランジスタ	土屋忠厳、 <u>坂口春典</u>
46)	特開平 09-246368	半導体ウェハ用容器	谷毅彦、和田次郎、 <u>坂口春典</u>
47)	特開平 10-079363	化合物半導体ウエハの表面処理方法	谷毅彦、 <u>坂口春典</u>
48)	特開平 10-242167	電界効果型トランジスタ用エピタキ シャルウェハ及びその製造方法並び に電界効果型トランジスタ	谷毅彦、 <u>坂口春典</u>
49)	特開平 11-204438	化合物半導体エピタキシャルウェハ およびその製造方法	佐々木幸男、 <u>坂口春</u> <u>典</u> 、和田次郎、目黒 健
50)	特開平 11-297711	半導体ウェハの製造方法およびヘテ ロバイポーラトランジスタ用エピタ キシャルウェハ	目黒健、 <u>坂口春典</u> 、 和田次郎
51)	特開 2000-299325	窒化ガリウム系化合物半導体を用い た電界効果トランジスタ用エピタキ シャルウェハ	木原倫夫、古屋貴士、 土屋忠厳、 <u>坂口春典</u>
52)	特開 2000-315692	化合物半導体エピタキシャルウェハ 及びこれを用いたヘテロバイポーラ トランジスタ素子	<u>坂口春典</u> 、土屋忠厳、 高野和人、乙木洋平
53)	特開 2001-002494	エピタキシャル成長方法	高野和人、土屋忠厳、 <u>坂口春典</u>
54)	特開 2001-068418	エピタキシャル成長装置及びそれを 用いた化合物半導体薄膜結晶の製造 方法	高野和人、土屋忠厳、 <u>坂口春典</u>
55)	特開 2001-223165	窒化物半導体及びその製造方法	坂口春典
56)	特開 2003-282444	Ⅰ Ι Ι − V 族化合物半導体エピタキ シャルウェハの製造方法	高野和人、 <u>坂口春典</u>
57)	特開 2003-297758	化合物半導体気相エピタキシャル成 長方法	高野和人、 <u>坂口春典</u>
58)	特開 2003-303773	化合物半導体基板の清浄化方法	高野和人、 <u>坂口春典</u>

59)	特開 2005-005723	窒化物半導体エピタキシャルウェハ の製造方法及び窒化物半導体エピタ キシャルウェハ	大島祐一、 <u>坂口春典</u>
60)	特開 2006-290706	炭化珪素単結晶の製造方法	高野和人、 <u>坂口春典</u>
61)	特開 2009-055056	窒化物半導体の製造方法	<u>坂口春典</u>

- 6. 研究会・シンポジウム発表:
  - <u>H. Sakaguchi</u>, T. Megro and S. Kuma:
     "Growth of GaAs by Low Temperature MOVPE,"
     Record of the 9<sup>th</sup> Alloy Semiconductor Physics and Electronics Symposium (1990)
     p.73
  - T. Tsuchiya, H. Nagai, and <u>H. Sakaguchi</u>: "Electron mobility in selectively doped pseudomorphic N-Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As/In<sub>0.2</sub>Ga<sub>0.8</sub>As/GaAs heterostructures grown by MOVPE," Record of the 10<sup>th</sup> Alloy Semiconductor Physics and Electronic Symposium, Nagoya, July 18-19 (1991).
  - M. Kihara, T. Furuya, T. Tsuchiya, and <u>H. Sakaguchi</u>: "Effect of AlGaN buffer layer in AlGaN/GaN modulation-doped heterostructure," Extended Abstracts of the 18<sup>th</sup> Electronic materials Symposium, Kii-Shirahama, June 30-July2 (1999).
- 7. 学会発表:
  - <u>坂口春典</u>、比留間健之(日立)、小野祐一(日立):
     "OMVPE 成長 GaAs におけるメモリー効果"
     第 32 回応用物理学関係連合講演会、29p-Z-11 (1985).
  - 2) 坂口春典、比留間健之(日立)、小野祐一(日立):
     "OMVPE-GaAs へのn型ドーピングの成長条件依存性"
     第 33 回応用物理学関係連合講演会、3p-W-14 (1986).

- 3) 坂口春典、鈴木良治、目黒健:
   "常圧縦型 MOCVD における HEMT 構造の成長再現性"
   第 48 回応用物理学会学術講演会、18a-W-10 (1987).
- 4) <u>坂口春典</u>、鈴木良治、目黒健:
   "MOVPE による AlGaAs/GaAs 選択ドーブ構造成長のバッファ層厚さ依存性"
   第 35 回応用物理学関係連合講演会、31a-Z-10 (1988).
- 5) 目黒健、<u>坂口春典</u>: "低温成長 MOVPE による GaAs の鏡面成長" 第 37 回応用物理学関係連合講演会、4a-ZN-9/I (1990).
- 6) 坂口春典、土屋忠厳、目黒健:
   "MOVPE による GaAs への Si プレーナドーピング(1)AsH<sub>3</sub>分圧効果"
   第 51 回応用物理学会学術講演会、26a-SX-19 (1990).
- 7) 坂口春典、谷毅彦、渡辺真敏:
   "MOVPE 法によるエッチレス GaAs 基板上への HEMT 構造エピ成長"
   第 51 回応用物理学会学術講演会、26a-SX-20 (1990).
- 8) 乙木洋平、稲田知巳、<u>坂口春典</u>、隈彰二:
   "炭素ドープ高抵抗 GaAs 結晶基板上への MOVPE による HEMT 構造エピ成長
   第 51 回応用物理学会学術講演会、26a-SX-21 (1990).
- 9) 佐々木幸男、土屋忠厳、坂口春典、隈彰二:
   "C-V 法による急峻なキャリア濃度分布の測定"
   第 38 回応用物理学関係連合講演会、28p-ZG-7 (1991).
- 10) 土屋忠厳、永井久隆、<u>坂口春典</u>:
   "MOVPE による f 3 インチ pseudomorphic HEMT 構造の成長"
   第 38 回応用物理学関係連合講演会、28p-ZK-13 (1991).
- 11) 乙木洋平、稲田知己、<u>坂口春典</u>、隈彰二:
   "エピタキシャル成長用炭素ドープ高抵抗 GaAs 基板の熱安定性"
   第 38 回応用物理学関係連合講演会、31a-ZK-2 (1991).

- 12) 坂口春典、土屋忠厳、目黒健:
   "MOVPE による GaAs への Si プレーナドーピング(2)AsH3 熱処理効果"
   第 38 応用物理学関係連合講演会、31a-ZK-4 (1991).
- 13) 土屋忠厳、永井久隆、<u>坂口春典</u>:
   "MOVPE成長シュードモフィック HEMT 構造における高濃度プレーナドーピング"
   第 52 回応用物理学会学術講演会、10pX-7 (1991).
- 14) 坂口春典、土屋忠厳、目黒健:
   "MOVE による GaAs への Si プレーナドーピング(3)AsH<sub>3</sub> 熱処理温度"
   第 52 回応用物理学会学術講演会、10pX-12 (1991).
- 15) 土屋忠厳、永井久隆、<u>坂口春典</u>:
  "MOVPE による f 3 インチ pseudomorphic HEMT 構造の成長"
  第 39 回応用物理学関係連合講演会、28p-ZK-13 (1991).
- 16) 乙木洋平、稲田知巳、<u>坂口春典</u>、隈彰二:
  "半絶縁性 GaAs 基板と活性層界面の空乏層(1)-エピタキシャル層の場合-"
  第 39 回応用物理学関係連合講演会、31a-P-10 (1992).
- 17) 目黒健、土屋忠厳、<u>坂口春典</u>:
  "MOVPE による6インチ径高均一 HEMT 構造成長"
  第 39 回応用物理学関係連合講演会、28a-ZB-2 (1992).
- 18) 永井久隆、土屋忠厳、目黒健、<u>坂口春典</u>:
   "ノンアロイオーミック電極用 Se ドープn<sup>+</sup>−InGaAs エピタキシャル結晶の熱 安定性"
   電気学会茨城支所発表会 (1993).
- 19) 永井久隆、目黒健、土屋忠厳、<u>坂口春典</u>:
   "MOVPE 成長 Se ドープ n+InGaAs の熱安定性"
   第 41 回応用物理学関係連合講演会、29p-X-9 (1994).
- 20) 目黒健、永井久隆、<u>坂口春典</u>:

"エタンを用いた炭素ドープ P<sup>+</sup> -GaAs の MOVPE 成長" 第 55 回応用物理学会学術講演会、20a-MG-3 (1994).

- 21) 乙木洋平、坂口春典、高橋進、限彰二:
   "高周波 GaAs デバイス用半絶縁性基板およびエピタキシヤルウエバ"
   電子情報通信学会秋季大会ソサイエテイ先行大会、SC-7-2 (1994).
- 22) 乙木洋平、佐原雅恵、永井久隆、<u>坂口春典</u>、高橋進:
   "nGaAs チャネルの電気特性に対する nGaAs/iA1GaAs ヘテロ界面の影響"
   第 43 回応用物理学関係連合講演会、29a-M-11 (1996).
- 23) 谷敏彦、<u>坂口春典</u>:
   "水溶液中の GaAs 結晶表面の電気化学反応(1)HF"
   第 43 回応用物理学関係連合講演会、26a-M-8 (1996).
- 24) 和田次郎、土屋忠厳、<u>坂口春典</u>:
   "MOVPE による A1As の低温成長"
   第 43 回応用物理学関係連合講演会、27a-ZC-4 (1996).
- 25) 和島峰生、坂口春典:
   "格子歪み緩和系 HEMT 構造における基板傾角の効果"
   第 43 回応用物理学関係連合講演会、28p-ZC-7 (1996).

8. 受賞等:

- 1) 坂口春典、他3名:
   "MOVPE 法による直径 75 mm HEMT エピタキシャルウェハの開発" 日立電線誌 第8回優秀論文賞 平成3年6月17日
- <u>坂口春典</u>、他8名:
   "化合物半導体事業基盤の拡大"
   平成6年度 全社年度賞特等

## その他の研究業績

- 1. 原著論文: [査読あり]
  - 限彰二、杣謙一郎、坂口春典:
     "架橋ポリエチレン絶縁ケーブルのボウタイトリー劣化様相の一解析"
     電気学会論文誌A 103(1) (1983) pp. 33-40.
  - 2) 限彰二、杣謙一郎、<u>坂口春典</u>:
     "ボウタイ状トリーの発生機構とその抑止"
     電気学会論文誌A 103(10) (1983) pp. 569-576.

2. 研究会・シンポジウム発表:

- 1) 限彰二、杣謙一郎、<u>坂口春典</u>:
   "ボウタイトリーの発生とその抑止"
   電気学会絶縁材料研究会資料、EIM-73-23 (1978).
- 2) 限 彰二、杣謙一郎、坂口春典:
   "ボウタイトリーの統計的解析"
   電気学会第 12 回絶縁材料シンポジウム、P-7 (1979) p.141.
- 3) S. Kuma, K. Soma, and <u>H. Sakaguchi</u>: "Statistical Analysis of Bow-Tie Tree" 電気学会第 14 回絶縁材料シンポジウム、**II-5** (1981) p.41.
- 4) <u>坂口春典</u>、隈彰二、杣謙一郎:
   "半導電層平坦部から発生する界面水トリーの性状"
   電気学会第 15 回絶縁材料シンポジウム、IV-8 (1982) p.135.

- 3. 学会発表:
  - 限彰二、杣謙一郎、坂口春典:
     "絶縁体水分の課電凝縮に伴うボイド圧の上昇"
     電気学会東京支部大会、29 (1977) p. 36.
  - 2) 杣謙一郎、限彰二、<u>坂口春典</u>:
     "架橋ポリエチレンの課電吸水現象"
     電気学会全国大会、262 (1978) p.306.
  - (限彰二、杣謙一郎、坂口春典: "電極到達ボウタイトリー発生数の理論的検討" 電気学会全国大会、254 (1979) p.308.
  - 4) 杣謙一郎、隈彰二、坂口春典:
     "電気トリー発生数と誘電正接の電界依存性"
     電気学会全国大会、255 (1979) p. 309.
  - 5) 限彰二、杣謙一郎、坂口春典:
     "ボウタイトリー長の経時変化の統計的解析"
     電気学会東京支部大会、55 (1979) p. 74.
  - 6) 杣謙一郎、隈彰二、<u>坂口春典</u>:
     "n-1c 分布解析手法によるボウタイトリー抑止剤の評価"
     電気学会東京支部大会、No.56(Nov.,1979) p.75.
  - 7) 杣謙一郎、隈彰二、<u>坂口春典</u>:
     "電気絶縁材料の交流破壊ストレスの劣化時間特性に関する解析"
     電気学会全国大会、1236 (1981) p. 1607.
  - 8) <u>坂口春典</u>、隈彰二、杣謙一郎:
     "圧延架橋ポリエチレンシートの水トリー伸展性状"
     電気学会東京支部大会、50 (1981) p. 60.
  - 5) 坂口春典、限彰二、杣謙一郎:
     "水トリー発生機構の一検討"

電気学会東京支部大会、51 (1981) p. 61.

10) 杣謙一郎、<u>坂口春典</u>、小谷一夫、隈彰二:
 "CV ケーブル遮蔽層の等価回路模擬と評価"
 電気学会全国大会、360 (1983) p. 413.

