

InP 系 HBT 高機能化に向けた InGaAsSb 系材料の
MOCVD 成長とデバイス特性に関する研究

星 拓 也

2015年 2月

筑波大学大学院博士課程

数理物質科学研究科博士論文

博士（工学）

InP 系 HBT 高機能化に向けた InGaAsSb 系材料の
MOCVD 成長とデバイス特性に関する研究

星 拓 也

ナノサイエンス・ナノテクノロジー専攻

数理物質科学研究科 博士論文概要

専攻名 ナノサイエンス・ナノテクノロジー専攻
学籍番号 201430108
学生氏名 星 拓也
学位名 博士(工学)
指導教員 後藤 秀樹

博士論文題目 InP 系 HBT 高機能化に向けた InGaAsSb 系材料の MOCVD 成長とデバイス特性に関する研究

本研究の背景と目的

1990 年代のインターネットサービスの普及を皮切りに、日本国内のアクセス回線速度は飛躍的に上昇の一途をたどった。従来、ISDN や ADSL などの既設であった電話回線を用いた通信サービスにおいては、その回線速度は数十 Mbps 程度であったが、光通信技術の成熟により、最大 1 Gbps にまで達する時代となった。これに伴い、光通信を含むブロードバンドサービスの契約者数は現在も増加し続けており、日本国内の総ブロードバンドトラフィックは著しい増大の一途をたどっている。このような著しい伝送容量の増大への要求に対応すべく、光通信技術は、デジタルコヒーレント技術などの多値伝送技術導入などの進化を続けている。

光通信用トランシーバは、送信側はデジタル信号プロセッサ(Digital Signal Processor, DSP)、デジタルアナログ変換器、光変調器およびそれを駆動させるためのドライバ IC、光変調器、光源である半導体レーザ等により構成され、一方受信側は、光信号を受信するフォトダイオードなどの検出器、信号増幅とインピーダンス変換を同時に行う増幅器(Transimpedance Amplifier, TIA)、アナログデジタル変換器および DSP より構成される。“光”通信用トランシーバといえど、その構成要素に電気信号を扱う部分は非常に多く、今後、信号の多重度・多値度がますます高まる中で、電子デバイス技術はさらに重要なものとなることが予想される。光変調器を動作させる変調器ドライバ IC には、広帯域性を確保するために、トランジスタには高い電流利得遮断周波数(current gain cut-off frequency, f_T)や最大発振周波数(maximum oscillation frequency, f_{max})が要求されるほか、変調器を動作させることができるだけの高い耐圧が要求される。一方、TIA などにおいては、 f_T や f_{max} はもちろん、駆動電圧を低減することで消費電力を抑制することも求められている。このように、光通信 IC 用途のトランジスタに求められる性能は、従来から進められてきた高周波特性の向上だけでは不十分であり、ドライバ IC に適用するためのさらなる耐圧の向上や、低消費電力化のためのターン・オン電圧の低減などが重要となる。

InP 系ヘテロ接合バイポーラトランジスタ(Heterojunction Bipolar Transistors, HBT)は、ワイドバンドギャップの InP をエミッタ層に適用することで、ベース層を高正孔濃度化しても高電流利得(β)を維持することができるデバイス構造であり、 f_T 、 f_{max} 、電流利得の並立が可能であるという特徴から、光通信技術やミリ波技術応用へ適用されている。その中でも $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ をベース層に有するダブルヘテロ接合バイポーラトランジスタ(Double Heterojunction Bipolar Transistors, DHBT)構造は、InP コレクタの適用により耐圧と f_T の両立が可能な点や、type-II ヘテロ構造のために内蔵電位がベース層のドーピングとバンドギャップのみで決まるため低ターン・オン電圧化が可能である点などの特徴を有しており、高

出力化や低駆動電圧化といった近年の性能要求に応えることができる有望なデバイス構造である。また、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースによる高 f_T 化が可能であり、次世代ベース層材料として期待される。

しかし $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を DHBT に適用するには、克服すべきいくつかの課題がある。まず、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の有機金属化学気相堆積(Metalorganic Chemical Vapor Deposition, MOCVD)による結晶成長に関しての知見が不足している点が挙げられる。特に C ドーピングを行う際、原料である四臭化炭素(Carbontetrabromide, CBr_4)のもつエッチング効果が、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相組成および成長レートに及ぼす影響についての詳細な検討が必要である。また $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT が、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベースに比べて高電流利得化が難しい点も挙げられる。電流利得の向上については、ベース $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 層の結晶品質の向上、エミッタ - ベース(E-B)界面品質の向上、および電流利得向上のための、E-B 接合の type-II 障壁への電子蓄積効果を抑制するためのデバイス構造の提案が必要である。

本論文では、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の結晶成長技術検討およびデバイス検討を通じて、GaAs スペーサ層の導入による $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の高電流利得化技術、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース適用による低ターン・オン電圧化と、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースによる高周波特性の向上に関して議論する。第 2 章では、上述の研究背景に関してより詳細に述べる。さらに、本研究で $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT が達成すべき性能目標と、研究方針について示す。また第 3 章では、本研究用いた結晶成長装置の概要、DHBT プロセス技術と、評価手法・解析手法について述べる。第 4 章から第 6 章では、高電流利得化、低ターン・オン電圧化、高速性の向上の 3 つの観点から検討を行った結果について述べ、第 7 章において論文全体のまとめと、将来展望について述べる。

実験手法・評価手法・解析手法

第 3 章では、本研究における実験手法、評価手法および実験結果の解析手法について述べる。本研究においては、すべての試料は減圧 MOCVD 法によって、半絶縁 Fe ドープ(001)InP 基板上に成長を行った。III 族原料にはトリエチルガリウム(Triethylgallium, TEGa)、トリメチルインジウム(Trimethylindium, TMIIn)、V 族原料にはアルシン、ホスフィン、トリメチルアンチモン(Trimethylantimony, TMSb)、ドーピング原料にはジシラン、 CBr_4 を用い、 500°C 以上に基板を加熱して成長を行った。エピタキシャル成長薄膜については、X 線回折により結晶品質や歪を、原子間力顕微鏡により表面形態を、二次イオン質量分析(Secondary Ion Mass Spectroscopy, SIMS)により各元素の濃度プロファイル、誘導結合プラズマ原子発光分光(Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectroscopy, ICP-AES)により固相組成を、ホール測定により正孔濃度および移動度の評価を、それぞれ行った。

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の C ドープ時の固相組成の支配的要因を明らかにし、組成変動の予測技術を確認すべく、 CBr_4 のエッチング効果を取り込んだ熱力学計算を行った。化学反応に寄与する 13 種類の分子を想定し、気相・固相界面での化学反応の平衡状態における平衡分圧を計算し、固相組成および成長レートを見積もった。

さらに本研究では、2 種類の DHBT を作製し、そのデバイス特性の評価を行った。一つは、コンタクトアライナにより作製可能な簡易プロセスであり、エミッタ幅 $25 \sim 100 \mu\text{m}$ 四方の大面积 HBT を作製した。DC 特性から電流利得やターン・オン電圧の評価を行った。また高電流注入時の特性や高周波測定を行うべく、薄層 InP レッジ構造を有するエミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の微細 HBT を作製した。

InP/GaAs_{1-y}Sb_y系 DHBT の高電流利得化

第4章では、InP/GaAs_{1-y}Sb_y DHBT の電流利得を向上させる手法として、GaAs スペーサ層を InP エミッタ層と GaAs_{1-y}Sb_y ベース層の間に挿入する手法を提案し、この挿入効果について議論する。本手法は、GaAs_{1-y}Sb_y ベース層形成の後に、単に TMSb および CBr₄ の供給を中断することで、GaAs スペーサ層を成長無中断で形成可能であるために、ベース-エミッタ界面形成が容易となる。また、歪 GaAs/InP が type-II のバンドラインナップを有するため、DHBT の特徴が損なわれないという利点を有する。

すべての検討に先駆けて、まず C ドープ GaAs_{1-y}Sb_y の成長検討を行い、既報告と遜色のない電気特性を得るに至った。次に上記のような GaAs スペーサ層の挿入効果について検討すべく、エピタキシャル成長層の界面品質と、DHBT の電気特性について検討を行った。GaAs スペーサ層の挿入により、InP エミッタ層をウェットエッチングしたのちの表面形態が改善された。また SIMS 分析によって、GaAs スペーサ層の挿入による、E-B 界面近傍の Sb 濃度の減少を確認した。これらの結果より、GaAs スペーサ層を挿入した InP/GaAs/GaAs_{1-y}Sb_y 構造により界面急峻性が向上されることが示唆された。また、エミッタ幅 25 ~ 100 μm 四方の大面积 DHBT を作製しその電気特性の評価を行った。電流利得特性を評価した結果、GaAs スペーサ層が 2 nm までは、GaAs スペーサ層の挿入による電流利得の向上を確認したが、GaAs スペーサ層厚 3 nm 以上では、再結合電流の増大により電流利得が減少することが明らかとなった。また、GaAs スペーサ層を介さない場合、ホール測定から見積もられるベースシート抵抗の設計値よりも 50 % 程度ベースシート抵抗値が増大しており、その値は GaAs スペーサ層厚の増大に伴い設計値に近づき、2 nm 以上では、ほぼ設計値と同程度の値となった。以上の界面品質と急峻性の評価、および面積 DHBT 特性の評価結果より、GaAs スペーサ層の最適な厚さは 2 nm であると判断した。さらに、2 nm の GaAs スペーサ層を、As リッチ化した GaAs_{1-y}Sb_y ベースに適用することで、電流利得が向上することも示された。以上の検討の結果より、GaAs スペーサ層厚を 2 nm に設定し、InP レッジ構造を有するエミッタ幅 0.25 μm の微細 GaAs_{0.60}Sb_{0.40} ベース DHBT を作製した。作製したデバイスは、エミッターベース電極間距離を 0.15 μm まで狭めた状態でも、最大電流利得 $\beta \sim 91$ の高い値を呈した。また、ベース層厚 30 nm、コレクタ層厚 100 nm の DHBT において、コレクタ電流密度 $J_C = 10 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ のときのピーク $f_T = 388 \text{ GHz}$ という、既報告と遜色のない高周波特性が得られた。以上の結果は、2 nm の GaAs スペーサ層が、高周波特性を損なうことなく DHBT の電流利得を向上させることができる有益な構造であることを示唆するものである。また本検討より今後、ワイドバンドギャップエミッタ層や四元混晶 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース層の適用により、DHBT のさらなる高電流利得化の可能性が示された。

In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースによる低電圧駆動化

第5章では、四元混晶 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y を DHBT のベース層に適用することで、DHBT のターン・オン電圧を低減させる検討について述べる。歪を考慮した InP 擬似格子整合 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y のバンド計算により、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y は高 In・高 Sb 組成ほどその E_g が小さくなる傾向にあり、とくに InP 格子整合条件よりも圧縮ひずみの状態が、狭 E_g 化に有効であることが示された。また、InP エミッタに対して type-II のバンドラインナップを形成することで、エミッターベース接合における伝導帯オフセットの内蔵電位に対する影響が無視できるようになるため、ターン・オン電圧の低減の観点から有利である。以上の二点を同時に満たす混晶組成を本施策のターゲット組成とした。

次に、C ドープ In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y の結晶成長における固相組成・成長レート制御技術について検

討した。C ドーピングの際、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の ICP-AES により見積もられる固相 In 組成は、アンドープに比べて減少し、さらに III 族原料供給比 $R_{\text{III}} = [\text{TMIn}]/([\text{TMIn}] + [\text{TEGa}])$ に対し非線形的な取り込みを呈した。固相 Sb 組成および成長レートについても、C ドープ時はアンドープ時よりも減少していることが分かった。このような固相組成・成長レートの振る舞いを調査するため、 CBr_4 のエッチング効果を取り込んだ熱力学計算を実施した。その結果、エッチング反応によって生じた InBr および GaBr の平衡分圧が、気相中の In および Ga の平衡分圧よりも数桁程度高く、かつ InBr の平衡分圧が、In の供給分圧に匹敵することが明らかとなった。平衡分圧の R_{III} 依存性より固相 In 組成を見積もった結果、実験的に得られた固相 In 組成の R_{III} 依存性の非線形的な関係を良く再現しており、以上の結果から、 CBr_4 のエッチング効果が固相組成変動の支配要因であることが明らかとなった。

また、平衡分圧の温度依存性を計算したところ、低温成長において InBr の平衡分圧が減少し、エッチング効果が抑制されることが示唆された。この結果を基に、実際に成長温度を 580°C から 530°C へ下げて C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の成長を行ったところ、固相 In 組成が増大し、さらにその傾向は、計算によって得られた固相組成変化を良く反映した。さらに、低温成長を行うことで正孔濃度が増大し、固相 In 組成 0.20 程度においても、 $\sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の正孔濃度を得るに至った。正孔移動度の正孔濃度依存性より、 $\sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の低正孔濃度の領域では、正孔移動度が減少する傾向がみられたが、 $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以上の領域では、その正孔移動度は $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ と遜色ないことが明らかとなった。さらに N_2 アニール処理の前後における C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の H 濃度の SIMS 分析により、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ は $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ と同様ほとんど水素パッシベーションの影響を受けていないことが明らかとなった。

以上の検討により、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相組成制御技術およびドーピング技術を確立したので、次にこれを大面積 DHBT のベース層に適用し、低ターン・オン電圧効果を検証した。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の PL 発光ピークエネルギーおよび $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT のターン・オン電圧の固相 In 組成依存性より、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースを適用し狭 E_g 化することで、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT よりも低ターン・オン電圧を実現可能であることを確認した。また、圧縮歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBTの方が引っ張り歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT よりもターン・オン電圧が低く、狭 E_g 化効果が示された。上記の検討により、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース適用による低ターン・オン電圧効果を確認したので、エミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の微細 DHBT を作製し、その高電流密度下におけるターン・オン電圧の評価を行った。作製した $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.55}\text{Sb}_{0.45}$ ベース DHBT は、 $J_C = 1 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ 時のターン・オン電圧 0.66 V を呈し、これは、これまで報告されている InP 擬似格子整合系 DHBT の中では、我々が知る限りでは最も低いターン・オン電圧であった。今回作製した $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、ベース層厚 30 nm 、コレクタ層厚 100 nm において、 400 GHz 以上の f_T を呈し、これは同様の設計の $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT と遜色ないことが分かった。以上の結果は、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、InP 系 DHBT の高周波特性などを犠牲にすることなく、その駆動電圧を低減し、IC の低消費電力化に貢献できる有益なデバイス構造であることが明らかとなった。

組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース適用による DHBT の RF 特性向上

第 6 章では、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の f_T を向上させる手法として、新規な組成傾斜ベースの形成手法である CBr_4 流量変調法を提案する。これは、ベース層形成時に、コレクタ層側からエミッタ層側にかけて、そのほかの原料の供給量を一切変化させずに、ドーピング原料である CBr_4 の供給

量のみを増大させることで、組成傾斜ベースを形成する手法である。この手法は、 CBr_4 単一原料の供給量変化のみで形成が可能であるため、エピタキシャル成長の制御性の観点から優位であると考えられる。かつ、固相 $\text{In} \cdot \text{Sb}$ 組成が、コレクタ側からエミッタ側にかけて同時に減少するように組成傾斜を形成することができ、ベース層内に大きなバンドギャップ変化、すなわち大きな擬似電界を生じさせることができる、という特徴も有する。本研究では、 CBr_4 流量変調法のエピタキシャル成長方法としての固相組成制御性と、高周波特性向上効果の検証を行った。

C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜固相組成の CBr_4 供給量依存性を調査した結果、 CBr_4 供給量の増大に伴い固相 $\text{In} \cdot \text{Sb}$ 組成が減少することを確認した。また熱力学計算により、固相 Sb 組成が V/III 比の影響を大きく受けやすいことが明らかとなり、従来の III 族原料や V 族原料の供給量を変化させる組成傾斜ベースの形成手法では、固相組成の制御が難しいことが示唆された。一方、V/III 比・III 族原料供給比・V 族原料供給比をすべて固定の条件で成長を行う CBr_4 流量変調法は、固相組成制御の観点から有利であることが分かった。

以上より CBr_4 流量変調法が、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース形成手法として、とくに固相組成制御の観点から有益な手法であることが明らかとなったので、実際に組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT を作製しその高周波特性を評価した。作製した DHBT は、ベース層内でのバンドギャップ変化量 97 meV、平均の擬似電界強度 45 kV/cm に設定した。エミッタ幅 0.25 μm の微細 DHBT の f_T および f_{max} のピーク値はそれぞれ、504 GHz および 328 GHz であった ($J_C = 11 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$)。この値は、第 5 章で示したほぼ同様のベースシート抵抗値とベース・コレクタ層厚を有する均一組成 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の f_T/f_{max} よりも 70/90 GHz 程度高く、本手法の f_T 向上効果の有効性が示された。本施策で作製した DHBT は、ベース層厚 30 nm、コレクタ層厚 100 nm を適用したが、同様の層厚設計の既報告デバイスと比較しても高い f_T 、 f_{max} を呈しており、デバイスのさらなるスケールアップによって、世界最高性能の f_T が実現できる可能性が示唆された。一方、成長条件の最適化により、ベース層のドーピング濃度 $\sim 7 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 程度まで高濃度化することで、700 GHz を超えるような f_{max} の実現も可能であると考えられる。これらは、超高速光通信用 IC や、高い f_{max} と耐圧が必要とされるミリ波 IC への応用展開への有望性を示唆するものである。

本研究のまとめと展望

第 7 章においては、これまでに議論した、DHBT の高電流利得化、低ターン・オン電圧化、高周波特性の向上の三つの観点から検討を行った内容に関してまとめる。さらに、本研究の現在の立ち位置と、今後の展開について示す。

これまでに報告されている InP 系 HBT の電流利得と、本検討で実現した DHBT の性能比較を行った。第 4 章において議論した GaAs スペーサ層を有する $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、既報告の Sb を含む DHBT の中では、トップクラスの電流利得特性を有していることが明らかとなった。しかし、その値は既報告の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT に比べてやや低く、さらなる電流利得の向上が求められた。一方、第 5 章、第 6 章で議論した、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の電流利得を同様に評価したところ、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、依然として $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT に比べるとやや劣るものの、スペーサ層を介さずとも GaAs スペーサ層挿入 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT と同程度の電流利得を呈した。これは、固相 $\text{In} \cdot \text{Sb}$ 組成を高めることで、ベース層の伝導帯エネルギーが低下し、InP エミッタとの伝導帯オフセ

ット ΔE_C が減少したため、電子蓄積効果が緩和されたことが要因と考えられる。すなわち、第4章で議論した、As リッチ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースと同様の効果ではないかと考えられる。 GaAs スペーサ層は、界面品質の向上によって電流利得を上昇させる効果があるものの、 ΔE_C 低減による電子蓄積の緩和効果は弱い。従ってこれらの結果は、 ΔE_C を低減させる $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ をベース層にし、 GaAs などのスペーサ層構造を適用し界面品質を向上させる技術を併用することで、さらに電流利得が向上される可能性を示唆するものである。本研究の成果をもとにさらに検討を重ね、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースを有する DHBT が、既存 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT と同程度の電流利得特性・高周波特性に、低ターン・オン電圧であるという付加価値が付与されれば、将来の光通信用 IC の低消費電力化につながると考えられる。

また、これまでに報告されているトランジスタの f_T と耐圧の関係を調べ、本研究で作製した DHBT の性能比較を行った。本施策において作製した組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、 $f_T = 504$ GHz、 $BV_{CEO} = 5.4$ V を達成し、その積はおよそ 2700 GHz*V であった。この値は、既報告 InP 系 DHBT の最高値(~ 3000 GHz*V)には及ばないものの、GaN 系高電子移動度トランジスタ(HEMT)の性能に迫るような高い値を実現することができた。今回我々が、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT により GaN 系 HEMT に迫る特性を実現することができたという事実は、高濃度ドーピングが可能であり、エミッタ抵抗・コレクタ抵抗を極限的に低減可能な InP 系 DHBT は、特に 500 GHz 以上の高い周波数帯域での高出力デバイスとして有望な構造であることを示唆するものである。今後、本研究の成果をもとに、さらなる検討を重ねることで、1 THz 以上の f_T および f_{max} を、実用に供する現実的な耐圧を有したまま達成することができると考えられ、将来これらの技術により、数百 GHz 帯ミリ波 IC の高出力化や、大振幅かつ広帯域の光通信用変調器ドライバ IC の実現がなされると期待される。

目次

概要

目次

第 1 章	序論	... 1
第 2 章	本研究の背景と目的	... 3
	1. 社会的背景	
	1.1 光通信技術	
	1.2 ミリ波・サブミリ波技術	
	2. InP 系化合物半導体電子デバイス	
	2.1 ヘテロ接合バイポーラトランジスタ(HBT)	
	HBT の特徴	
	InP 系 III-V 化合物半導体の特徴と InP 系 HBT	
	2.2 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT	
	$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の材料的特徴	
	$\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT	
	$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 四元混晶ベースを用いた試み	
	3. $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT の課題	
	4. 研究背景のまとめと本研究の目的	
第 3 章	実験手法・評価手法・解析手法	... 30
	1. 有機金属化学気相堆積(MOCVD)	
	2. HBT 作製方法	
	2.1 大面積 HBT プロセス技術	
	2.2 微細 HBT プロセス技術	
	3. 評価手法	
	3.1 X 線回折	
	3.2 原子間力顕微鏡観察	
	3.3 フォトルミネッセンス	
	3.4 ホール測定	
	3.5 二次イオン質量分析(SIMS)	
	3.6 誘導結合プラズマ発光分光(ICP-AES)	
	3.7 トランジスタの電気特性評価	
	4. 結晶成長の熱力学解析	

第4章	InP/GaAs_{1-y}Sb_y系 DHBT の高電流利得化	... 46
	1. GaAs スペーサ層のコンセプト	
	2. GaAs _{1-y} Sb _y の MOCVD 成長	
	3. GaAs スペーサ層の挿入効果の検証	
	3.1 GaAs スペーサ層最適膜厚の決定	
	X 線回折	
	ウェットエッチング後の表面形態	
	SIMS 分析	
	大面積 HBT 特性	
	3.2 As リッチ GaAs _{1-y} Sb _y ベース層の適用	
	4. 微細 HBT 特性評価	
	5. GaAs スペーサ層技術のまとめと今後の展望	
第5章	In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースによる低電圧駆動化	... 67
	1. ターゲットとなる In _x Ga _{1-x} As _{1-y} Sb _y の組成の決定	
	2. In _x Ga _{1-x} As _{1-y} Sb _y 成長技術と C ドーピング	
	2.1 試料構造	
	2.2 表面形態および結晶品質評価	
	2.3 固相組成および成長レート	
	原料供給比依存性	
	成長温度依存性	
	2.4 電気特性	
	2.5 光学特性	
	3. 大面積 DHBT 特性	
	3.1 試料構造	
	3.2 大面積 DHBT の電気特性とターン・オン電圧	
	3.3 電流利得	
	4. 微細 DHBT 特性	
	5. まとめと今後の展望	
第6章	組成傾斜 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース適用による DHBT の RF 特性向上	... 93
	1. 組成傾斜 In _x Ga _{1-x} As _{1-y} Sb _y ベース HBT のコンセプト	
	2. In _x Ga _{1-x} As _{1-y} Sb _y の固相組成・ドーピング制御	
	3. 微細 DHBT 特性	
	4. 本章のまとめと今後の展望	

第7章 結論

... 102

1. 本研究のまとめ

2. 展望

謝辞

論文リスト

第1章 序論

「仮想外部回線をこんなに太くした理由は何かしら？」彼女は突然、別の質問をした。「現状では、どう使っても、せいぜいこの許容量の六十パーセントくらいだと思いますけれど」

「ええ……」彼は驚いて少し間を置く。「その、これは、将来の……」

「将来ですって？」そう言って、彼女はくすつと笑った。「それにしても四十パーセントは、低い見積もりです」^[1-1]

これは、森博嗣著の「有限と微小のパン」で、ナノクラフト社長の埴理生哉が、天才プログラマである真賀田四季と初めて会見した際の会話の一部である。真賀田四季はこのとき、将来のネットワーク容量の加速度的な増大を予期したものであると思われる。本書は前世紀に執筆されたものであるが、この発言を裏付けるように、1990 年台以降、日本国内のアクセス回線速度は飛躍的に向上した。特に光通信技術の成熟により、伝送速度は最大 1 Gbps にまで達し、このような光通信を含むブロードバンドサービスの契約者数は現在も増加し続けている^[1-2]。これに伴い、日本国内の総ブロードバンドトラフィックは著しく増大の一途をたどり^[1-2]、これに対応するため、光通信技術は、デジタルコヒーレント技術などの大容量化技術の導入がなされている^[1-3]。一方で、設備の消費電力の著しい増大も問題となり、さらなる大容量化と消費電力増大の抑制の両側面から、光通信に用いられるデバイスの高機能化が必要とされる。また、30 GHz ~ 300 GHz 帯を用いるミリ波技術の検討が、ひっ迫している無線通信帯域の新たな境地として、近年盛んに研究が行われており^[1-4]、このような用途に向けた、極めて優れた高周波性能が要求され、遮断周波数(f_T)よりも最大発振周波数(f_{max})重視で、かつ高耐圧性を確保したデバイスが求められる^[1-5]。

従って、このような将来の光通信技術およびミリ波技術応用で用いられる IC においては、これまで重視された高周波特性の向上だけではなく、消費電力低減のための低ターン・オン電圧化、出力振幅増大のための高耐圧化、雑音耐性向上のための高電流利得(β)化が求められる。また、送信側デジタル-アナログ変換器、変調器ドライバ IC、トランスインピーダンスアンプ、あるいはミリ波 IC それぞれにおいて要求される性能が異なるため、それぞれの応用に特化した性能向上が必要とされる。

InP 系ヘテロ接合バイポーラトランジスタ(Heterojunction Bipolar Transistor, HBT)は、ベース層のドーピング濃度を高くしても高い電流利得が得られるという特徴を有しており^[1-5]、高 f_T 、 f_{max} および β の両立が可能なデバイス構造であることから、光通信技術やミリ波技術応用へ適用されている。その中でも $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ や $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ をベース層に有するダブルヘテロ接合バイポーラトランジスタ(Double Heterojunction Bipolar Transistor, DHBT)構造は、耐圧と f_T の両立が可能な点や^[1-6]、type-II ヘテロ構造のために内蔵電位がベース層のドーピングとバンドギャップのみで決まり低ターン・オン電圧化が可能である点から、高出力化や低駆動電圧化といった性能要求に応えることができる有望なデバイス構造である。特に $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT は、狭バンドギャップ化によるさらなるターン・オン電圧の低減^[1-7]、および組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースによる高 f_T 化が可能^[1-8]であり、次世代材料として期待される。

しかし $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を HBT に適用するには、克服すべきいくつかの課題がある。まず、C ドーピング時の固相組成制御技術に関しての知見が不足している点が挙げられる。また $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT が、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベースに比べて高電流利得化が難しい点も挙げられる。この点については、ベース層そのものの結晶品質の向上、エミッタ - ベース界面品質の向上、および電流利得を向上させるた

めのデバイス構造の提案が必要である。また Sb を含む材料系において、高い電子速度を実現するのに効果的なデバイス構造の提案と適用が必要である。

本研究では、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の結晶成長技術検討およびデバイス検討を通じて、DHBT を高電流利得化させるとともに、低ターン・オン電圧化および高周波特性を向上させ、上記のような課題を克服すべく、以下のような検討を行った結果について述べる。

第 2 章では、このような研究背景に関してより詳細に述べる。さらに、本研究で $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT が達成すべき性能目標と、研究方針について述べる。また第 3 章では、本研究用いた結晶成長装置の概要、および大面積 DHBT および微細 DHBT プロセス技術について述べる。さらに、本研究で用いた評価手法と、結晶成長の解析手法について述べる。

第 4 章では $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の高電流利得化について議論する。 InP エミッタ/ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース界面形成の簡略化と界面品質向上による電流利得向上を目指すべく、新たな界面形成手法とデバイス構造を提案し、その界面急峻性、電流利得向上効果について検討した結果について示す。また、As リッチ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースとの親和性について検討を行い、高い電流利得の DHBT を実現する。エミッタ幅を $0.25\ \mu\text{m}$ まで微細化した DHBT を作製し、本手法が高周波特性を犠牲にせずに、電流利得を向上させることができることを示し、最後にさらなる性能向上に向けての展望について示す。

第 5 章では、四元混晶 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の C ドーピング時の固相組成変動を支配する要因を実験的・理論的に検証し、固相組成技術およびドーピング制御技術について検討した結果を示す。また、このような技術を基に $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT を作製し、低ターン・オン電圧化効果の確認、および既報告と比較して最も低いターン・オン電圧を実現する。さらに微細 DHBT を作製し、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の高周波特性が、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{GaAs}$ ベース、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT と遜色ないことを示す。

第 6 章では、四元混晶 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の成長技術をベースに、高い高周波特性の実現が可能である、新規な組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT 構造の提案について述べる。実際に提案手法の効果を薄膜の成長を通じて検証し、また微細 DHBT を作製してその高周波特性向上効果についての検討と、これらの技術を用いたさらなる特性向上の展望を示す。最後に第 7 章にて、本研究のまとめと本技術の将来展望について述べる。

参考文献

- [1-1] 森博嗣 著、「有限と微小のパン THE PERFECT OUTSIDER」講談社 (1998).
- [1-2] 総務省 総合通信基盤局、「我が国のインターネットにおけるトラヒックの集計・試算」、総務省報道資料、平成 26 年 10 月.
- [1-3] 三浦、「社会的課題の解決に貢献する ICT サービスの創造」、NTT 技術ジャーナル、2014.4、p.8.
- [1-4] 井原俊夫、他、「ミリ波技術の手引きと展開」、リアライズ社(平成 5 年).
- [1-5] 大橋弘道、葛原正明 編著、半導体デバイスシリーズ④ パワーデバイス、丸善出版 (2011 年).
- [1-6] H. G. Liu, O. Ostinelli, Y. Zeng, and C. R. Bolognesi, IEEE Proc. International Electron Device Meeting (IEDM), 2007, p. 667.
- [1-7] S.-H. Chen, K.-H. Teng, H.-Y. Chen, S.-Y. Wang, and J.-I. Chyi, IEEE Electron Device Lett. **29**, 655 (2008).
- [1-8] W. Snodgrass, B. R. Wu, K. Y. Cheng, and M. Feng, IEEE Proc. International Electron Device Meeting (IEDM), p. 663 (2007).

第2章 本研究の背景と目的

1. 社会背景

1.1 光通信技術

1990 年台のインターネットサービスの普及を皮切りに、日本国内のアクセス回線の回線速度は飛躍的な向上の一途をたどった。特に光通信技術の成熟により、それまで数十 kbps 程度であった ISDN や最大数十 Mbps 程度の ADSL 技術が、FTTH(Fiber to the home)技術によって最大 1 Gbps にまで向上した。このような光通信を含むブロードバンドサービスの契約者数も伸び、総務省の報告によれば、2014 年 6 月末における FTTH アクセスサービス契約数は約 2600 万件となっている^[2-1]。図 2-1 に示したのは、日本国内の総ブロードバンドトラフィックの年次推移である^[2-1]。日本の主要インターネットサービスプロバイダ 6 社の合計のダウンロードトラフィックは、2014 年 5 月の時点で 2.89 Tbps と見積もられており(前年度比 27.1 %の増加)、この勢いが続けば、2015 年には 3 Tbps に達すると予想される。このように著しく増大する光通信トラフィックの変化に対応するため、大容量化にむけて通信技術は日々進化しつづけている。一方で、設備の消費電力の著しい増大も問題となっており、したがって、さらなる大容量化と消費電力増大の抑制の両側面から、光通信に用いられるデバイスの性能を向上する必要がある。

光通信コア・ネットワークの通信方式は、時分割多重技術、波長多重技術の導入によりその伝送容量は飛躍的に増大し続けてきた^[2-2]。そして近年では、デジタルコヒーレント技術により、ファイバあたりの伝送容量をさらに増大させる試みがなされ、一部はすでに実用化されつつある。ここで光通信方式の、各種構成部品に要求される性能について考えてみる。図 2-2 に示したのは、送受信デジタルコヒーレントトランシーバの構成の模式図である。図 2-2 は、Nagatani ら^[2-3]や Yamanaka ら^[2-4]が報告している構成を基に、とくに重要な部品についてのみ抽出して簡略化して図示したものである。送信側は、デジタル信号プロセッサ(Digital Signal Processor, DSP)、デジタルアナログ変換器(Digital-Analog Converter, DAC)、光変調器を駆動させるための変調器ドライバ IC、光変調器、および光源である半導体レーザ(Laser

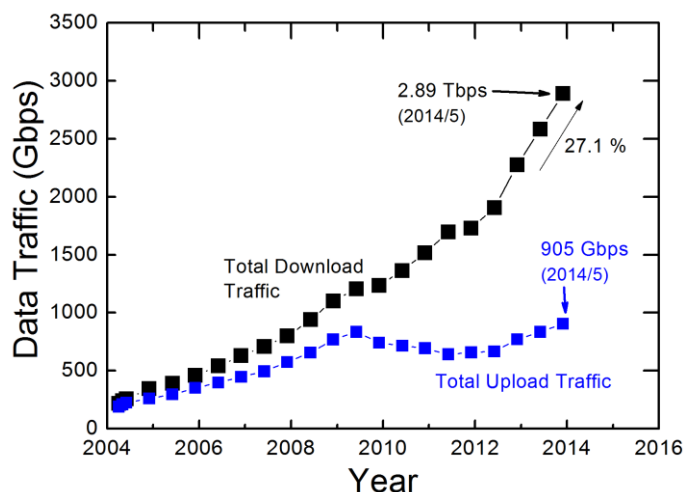


図 2-1. 日本国内のブロードバンドトラフィックの年次推移

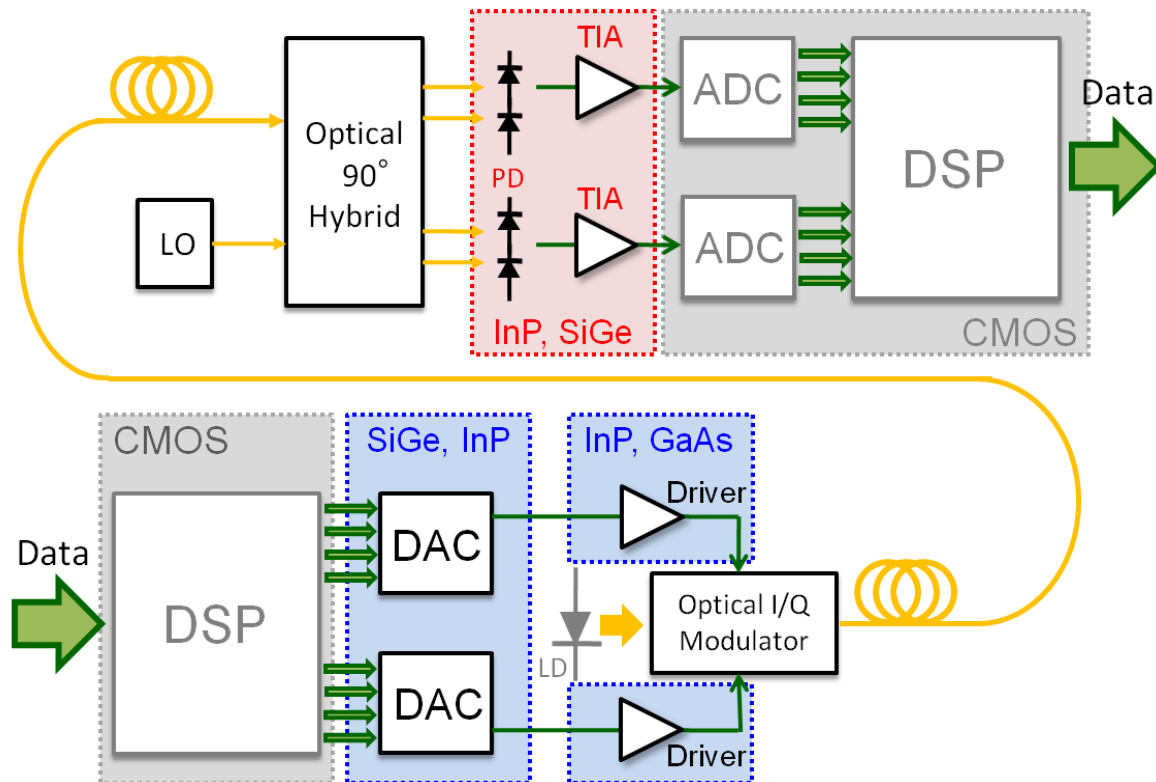


図 2-2. デジタルコヒーレントトランシーバの構成例

Diode, LD)からなる。一方受信側は、光信号を受信する検出器(Photo Diode, PD)、信号増幅とインピーダンス変換を同時に行うアンプ(Transimpedance Amplifier, TIA)、アナログ-デジタル変換器(Analog-Digital Converter, ADC)および DSP より構成される。ここで、図中の緑色で示した矢印は、電気信号で信号処理を行う部分であり、黄色で示したのは、光信号で担う箇所である。図を見てもわかるよう、“光” 通信用トランシーバといえど、その構成要素に電気信号を扱う部分が多いことがわかる。さらに今後、100 Gbps 級から 400 Gbps 級、1 Tbps 級へとファイバー本当たりの伝送容量が高密度化するにつれ、信号の多重度はますます高まっていくことが予想され、今後トランシーバの構成はより複雑なものとなり、電子デバイス技術がますます重要なものとなってくると考えられる。

ここで特に、IC に用いられるトランジスタの性能に注目して、各構成要素についてより詳細に説明する。図2-3に示したのは、送信側で用いられる変調器ドライバICの動作原理を示す模式図である。光通信においては、レーザ光源の信号変調には、レーザダイオードを直接変調する手法と、外部変調器を用いて間接的に変調する 2 種類の方式があるが、変調器ドライバ IC を必要とするのは外部変調方式の場合である。回路はエミッタ接地の構成をとり、ベースに入力される振幅の小さい電圧信号を、大振幅の電圧信号に変調する構成となっている。光通信用の変調器としては、ニオブ酸リチウム(LN)を用いた LN 変調器や、半導体電界吸収を用いた EA 変調器、半導体マッハツェンダ型の MZ 変調器が存在し^[2-5]、伝送距離や用途に応じて適用する変調器は異なる。変調器の性能指標のひとつに V_{pp} があり、 V_{pp} が小さいほどより小さな電圧振幅で変調器を動作させることができる。たとえば EA 変調器は、出力振幅の要求は比較的小さい(約 $2 \sim 3 V_{pp}$)^[2-5]が、性能的に LN 変調器に比べ劣るため、近距離伝送の応用が中心で

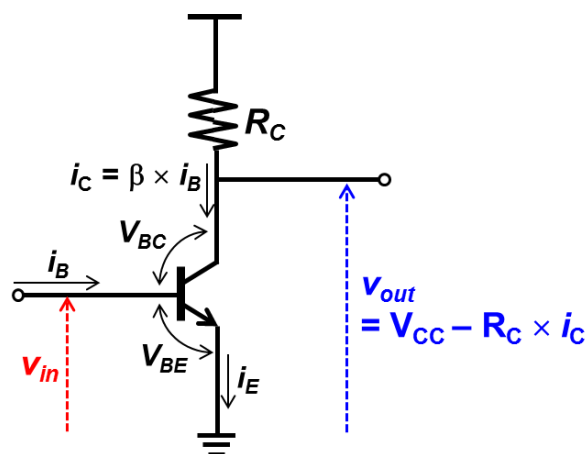


図 2-3. 変調器ドライバ IC 動作原理図

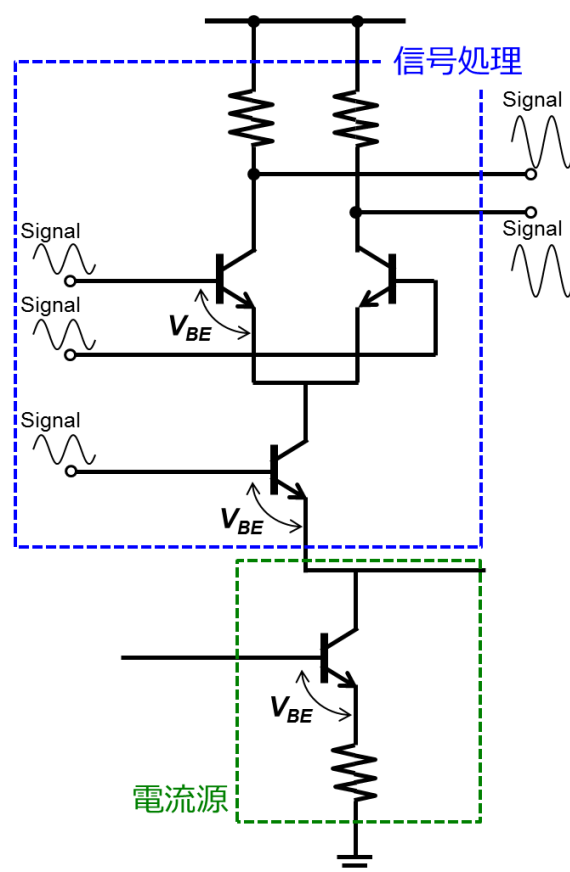


図 2-4. トランジスタを電圧方向に 3 段積み重ねる回路構成の模式図

ある。LN 変調器は、広帯域性や信号品質に優れ、主として長距離伝送向けに用いられている。しかし V_{pp} は $5 \sim 7 V_{pp}$ と非常に大きい。近年、デジタルコヒーレントに代表されるような、信号を多値化して伝送容量を増大させる方式の検討がなされているが、このような多値伝送方式に対応するためには、変調器の V_{pp} の二倍程度の耐圧がトランジスタには要求される^[2-5]。従来、LN 変調器には GaAs 系材料を用いた擬似格子整合高電子移動度トランジスタ (Pseudomorphic High Electron Mobility Transistor, PHEMT) が用いられてきたが、帯域が劣るために、近年では InP 系ヘテロ接合バイポーラトランジスタ

(Heterojunction Bipolar Transistor, HBT)を用いた検討もなされている^[2-6]。特にこのような広帯域・高出力振幅といった性能が要求される変調器ドライバ IC 用途においては、後述するよう、高い電子移動度やバンドエンジニアリングにより高い性能が引き出せる、InP 系材料が優位であると考えられる。

また、図 2-4 に示したのは、トランジスタを電圧方向に 3 段積み重ねることによって回路を構成する場合の、回路構成の模式図である。主として受信側の TIA などの増幅回路に用いるための回路構成である。回路の消費電力は電源電圧に依存するため、これをいかに下げるかが重要となってくる。トランジスタ一段あたりの電圧(V_{CE})は、エミッタ - ベース接合に印加する電圧(V_{BE})、すなわちターン・オン電圧に律則される。典型的な InP 系 HBT の V_{BE} は 0.8 ~ 1.0 V 程度であるが、 $V_{BE} = 0.8$ V であっても 3 段構成にするには + 3.3 V 電源ではほとんど余裕がない。TIA などの増幅回路については、SiGe 系 HBT が光通信用途として十分な高周波特性を引き出しており、100 Gbps 以上の実用化検討が進められている。従って InP 系 HBT においては、性能面での差別化を図る意味でも、高周波特性の向上もさることながら、トランジスタ一つ当たりの V_{BE} を下げ、IC の消費電力を下げてゆくことが必要である。

このように、光通信 IC 用途のトランジスタに求められる性能は、従来から進められてきた高周波特性の向上だけでは不十分であり、ドライバ IC に適用するためのさらなる耐圧の向上や、低消費電力化のためのターン・オン電圧の低減などが重要となる。一方で、通信トラヒックの大容量化に対応するために、さらなる高周波特性、すなわち電流利得遮断周波数(current-gain cut-off frequency, f_T)と最大発振周波数(maximum oscillation frequency, f_{max})の向上は必須である。

1.2 ミリ波・サブミリ波技術

ミリ波とは 30 GHz ~ 300 GHz 帯と定義されており、ひっ迫している無線通信帯域の新たな境地として、近年盛んに研究が行われている波長領域である^[2-7]。また、ミリ波イメージングやミリ波分光を、産業展開するような試みが近年盛んに行われてきており^{[2-8][2-9]}、無線通信以外の用途としても注目されている技術分野である^[2-5]。

このような高い帯域において動作させるため、トランジスタには極めて優れた高周波性能が要求される。特に、パワー増幅用途である観点から、 f_T よりも f_{max} 重視の設計が要求され、かつ高周波化に伴い低下する傾向にある耐圧を確保する必要がある。ミリ波用途の MMIC においては、GaAs 系 PHEMT や InP 系高電子移動度トランジスタ(HEMT)の報告が多いが、特に 100 GHz 以上の領域では、InP 系デバイスの報告が主である^[2-10]。InP 系 HBT においては、75 GHz 帯や、176 GHz 帯での高出力の報告がなされている^{[2-11][2-12]}。後述するよう低いターン・オン電圧や InP コレクタの適用による高耐圧化が可能であるため、今後これらを用いたミリ波・サブミリ波帯の MMIC がますます注目されるものと考えられる。

以上より、光通信用途 IC およびミリ波帯無線通信用途 IC に適用するトランジスタにおいては、以下に示すような性能の向上が必要とされる。

光通信用 IC

- (1) DAC: デジタル性が強いいため、 f_T と f_{max} のバランス重視の特性が求められる。また、消費電力を抑えるためにはターン・オン電圧を下げることも要求される。
- (2) 変調器ドライバ IC: 変調器を動作させるために、~十数 V の高い耐圧が要求される。また、 f_T や f_{max}

は従来と遜色ない程度(～数百 GHz)である必要がある。

(3) TIA: 近年はデジタルコヒーレント応用のために、低雑音化を目的とした電流利得の増大と、 f_{\max} 重視の設計が求められる。また、低消費電力化のためのターン・オン電圧低減も要求される。

ミリ波 IC

数百 GHz 帯の極めて高周波の領域で動作させるため、それに対応できるだけの 1 THz に迫るような f_{\max} が要求される。また無線用途ゆえに、帯域のみならず高周波出力も重要な要素の一つであり、トランジスタの耐圧の向上(～数 V)も必要である。

2. InP 系化合物半導体電子デバイス

2.1 ヘテロ接合バイポーラトランジスタ(HBT)

2.1-1 HBT の特徴

ヘテロ接合バイポーラトランジスタ(Heterojunction Bipolar Transistor, HBT)とは、エミッタ層にベース層よりもバンドギャップの大きい半導体材料を適用するバイポーラトランジスタである。1947 年に、Shockley らによって提案されたが^[2-13]、高速動作などの実現により実用化の機運が高まったのは、分子線エピタキシ(Molecular Beam Epitaxy, MBE)や有機金属化学気相堆積(Metalorganic Chemical Vapor Deposition, MOCVD)などの III-V 族化合物半導体結晶成長技術の進展がなされた 1980 年代に入ってからのことである^{[2-14][2-15]}。基本的な HBT の動作原理はホモ接合バイポーラトランジスタと同様であるが、特に電流利得に関して HBT は特徴的な側面を有する^[2-5]。

①電流利得^[2-5]

図 2-5 に、典型的な HBT のエネルギーバンド図を示した。図中の qV_n はエミッタ - ベース間の伝導帯エネルギー差、 qV_p は価電子帯エネルギー差である。また、 V_{BE} はバイアス印加によるエミッタ - ベース

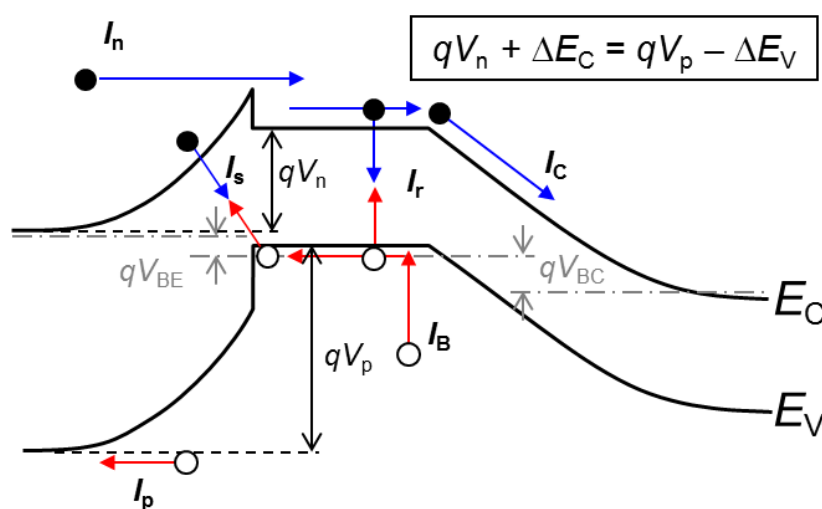


図 2-5. HBT 動作時のバンド構造

間電位差である。 ΔE_C および ΔE_V は、エミッタ - ベース接合の伝導帯および価電子帯のエネルギー差であり、エミッタ層とベース層の材料で決まる。図より、エミッタ - ベース接合における空乏層領域の伝導帯および価電子帯のエネルギー変化量の関係から、 $qV_n + \Delta E_C = qV_p - \Delta E_V$ の関係が導かれる。エミッタ層材料とコレクタ層材料とのバンドギャップエネルギー差を $\Delta E_g = E_{g,emitter} - E_{g,base} = \Delta E_C + \Delta E_V$ とすると、 ΔE_g は次式であらわされる。

$$\Delta E_g = q(V_p - V_n)$$

また、図 2-5 において、 I_n はエミッタ層からベース層に注入される電子電流、 I_p はベース層からエミッタ層に注入される正孔電流、 I_s はエミッタ - ベース間の再結合電流、 I_r はベース層内での再結合電流である。この時、エミッタ電流(I_e)、ベース電流(I_b)、コレクタ電流(I_c)は以下の式であらわされる。

$$I_e = I_n + I_p + I_s$$

$$I_b = I_p + I_s + I_r$$

$$I_c = I_n - I_r$$

電流利得 β は $\beta \equiv I_c/I_b$ で定義され、再結合電流成分 I_s 、 I_r が十分小さければ、次式に簡略化される。

$$\beta = \frac{I_c}{I_b} = \frac{I_n - I_r}{I_p + I_s + I_r} \approx \frac{I_n}{I_p}$$

上の式における I_n および I_p は、エミッタ面積(S_E)、エミッタ層の電子濃度(n_e)、ベース層内の正孔濃度(p_b)、ベース層内のエミッタ端における電子速度(v_{nb})、エミッタ層内のベース端における正孔速度(v_{pe})を用いて、次のように表現できる。

$$\frac{I_n}{S_E} = n_e v_{nb} \exp\left(-\frac{qV_n}{k_B T}\right)$$

$$\frac{I_p}{S_E} = p_b v_{pe} \exp\left(-\frac{qV_p}{k_B T}\right)$$

以上より、再結合電流がない場合の電流利得は、次のような式であらわすことができる。

$$\beta \approx \frac{I_n}{I_p} = \left(\frac{n_e}{p_b}\right) \left(\frac{v_{nb}}{v_{pe}}\right) \exp\left(\frac{q\Delta E_g}{k_B T}\right)$$

ホモ接合のバイポーラトランジスタは $\Delta E_g = 0$ であるため、 β を大きくするためには $(n_e/p_b)(v_{nb}/v_{pe})$ を大きくせねばならない。III-V 族化合物半導体は基本的に正孔の方が有効質量は大きいとはいえ、 (v_{nb}/v_{pe}) は高々 10 程度であるので、たとえば β を 100 以上に設定しようとするれば、必然的に $n_e > 10p_b$ に設計する必要がある^[2-5]。つまり、ベース層のドーピングレベルは、エミッタ層のドーピングレベルに比べて 1 ケタ程度小さく設定する必要がある。

しかし HBT の場合、 ΔE_g をたとえば数百 meV 程度に設定することは十分可能であり、たとえば $\Delta E_g = 0.1$ eV 程度あれば、仮に $(n_e/p_b)(v_{nb}/v_{pe}) \sim 1$ であっても I_n/I_p は ~ 50 と見積もられる。つまり HBT は、(再結合の要因さえ小さくできれば)、ホモ接合に比べて高い β を実現できる^[2-16]。あるいは、同じ β でも、ベース層のドーピングレベルを高めることができる。

②高周波特性^[2-5]

HBT の高周波特性指標として f_T と f_{max} がある。 f_T とは、エミッタ接地電流利得が 1 になるとき

の周波数であり、また f_{\max} とは、電力増幅率が 1 になるときの周波数と考えることができる。 f_T および f_{\max} の解析的表現が次式である^[2-17]。

$$f_T = \frac{1}{2\pi(\tau_E + \tau_B + \tau_C + \tau_{CC})}$$

$$f_{\max} = \sqrt{\frac{f_T}{8\pi R_B C_{BC}}}$$

ここで τ_E はエミッタ充電時間、 τ_B はベース走行時間、 τ_C はコレクタ走行時間、 τ_{CC} はコレクタ充電時間である。また R_B はベース抵抗であり、エミッタ直下のベース層内の真正抵抗、アクセス抵抗、およびコンタクト抵抗の和である。 C_{BC} はベース - コレクタ間接合容量である。

τ_B は、ベース層内で電子が拡散によって走行する場合と、電界によるドリフト走行する場合とで異なり、いずれもベース幅 W_B の関数として以下のように表現できる。

$$\tau_B = \frac{W_B^2}{2D_B} \text{ (拡散の場合)}$$

$$\tau_B = \frac{W_B}{\mu_B E_B} \text{ (ドリフトの場合)}$$

ここで、 D_B は拡散係数、 E_B はドリフト電界、 μ_B は電子移動度である。上記の拡散、ドリフトのいずれのメカニズムによっても、高速化のために τ_B を小さくするには W_B を小さくする必要がある。

τ_C は、電子が飽和速度 v_{sat} で走行すると仮定した場合、次のような式で表すことができる^[2-5]。

$$\tau_C = \frac{W_C}{2v_{\text{sat}}} \text{ (飽和速度で走行する場合)}$$

ここで W_C はコレクタ幅である。コレクタ層を走行する電子は、実際にはオーバーシュートや様々なエネルギー緩和過程によって、実際には飽和速度で走行していない。ただし、作製したデバイスの走行時間を評価するうえで、上式は有用である。

容量成分である τ_E および τ_{CC} は次の式で表される。

$$\tau_E = r_E(C_E + C_{BC})$$

$$\tau_{CC} = (R_{EE} + R_C) C_{BC}$$

ここで r_E は動的エミッタ抵抗であり、コレクタ電流の関数として、 $r_E = k_B T / q I_C$ で記述される。したがって、 I_C によって r_E は小さくなるため、注入電流密度を高めることが、高周波特性の向上につながる。また R_{EE} は外部エミッタ抵抗、 R_C はコレクタ抵抗である。

先述のとおり、HBT はホモ接合に比べて高い β を実現しうる構造であった。あるいは、同じ β でもベース層のドーピングレベルを高くすることができる構造であった。このことから、HBT は次のような二つの点で、ホモ接合よりも有益であると結論付けることができる^[2-5]。

(1) ホモ接合のように、エミッタ層のドーピングレベルをベース層に対して何桁も大きくする必要がないため、 C_E を低くすることができ(たとえば、典型的な InP 系 HBT においては、InP エミッタ層のドーピング濃度を 10^{17} cm^{-3} 程度に設定できる)、充電時間が短縮され高速動作が可能になる。

(2) 同じ β であっても、ベース層のドーピングレベルを高くすることができるため、 R_B を下げ

ることができ、高い f_{\max} を実現できる。

2.1-2 InP 系 III-V 化合物半導体の特徴と InP 系 HBT

前節において、HBT が高い f_T 、 f_{\max} のトランジスタを実現するうえで有用な構造であることが示された。本節では、このような HBT 構造を実現可能な材料系である、InP 系 III-V 族化合物半導体材料について説明する。

InP 系 III-V 族化合物半導体とは、InP を基板材料としてエピタキシャル成長が可能な材料系の総称である。図 2-6 に示したのは、各種 III-V 族化合物半導体材料のバンドギャップ(E_g)を格子定数に対してプロットしたものである。 E_g の見積りに用いたボーイングパラメータは、Levinstein の報告を参照した^{[2-18][2-19]}。InP 系材料としては、 $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{P}$ 、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ 、 $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ といったバンドギャップが 1 eV を超える材料から、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ や $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ のような 0.7 eV 程度のバンドギャップの小さな材料系まで、広くバンドエンジニアリングが可能な材料系である。これらの材料の物性パラメータを表 2-1 にまとめた^{[2-18] ~ [2-23]}。このようなバンドエンジニアリングが可能である点を利用し、InP 系材料は古くから近赤外～赤外領域での光デバイス材料として研究が盛んに行われてきた。

$\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ や $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ は、電子有効質量が小さく電子移動度が高いといった特徴を有する。表 2-1 に示したよう、このため、InP や $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ といったワイドギャップ材料と組み合わせることで、前述の HBT や、高電子移動度トランジスタ(HEMT)を実現することができ、とくに数百 GHz の f_T や f_{\max} を有するデバイスや IC の応用にむけ研究がなされている。

このような材料学的な背景から、InP 系材料の HBT への適用は、SiGe や GaAs に比べてさらに電子移動度の高い材料を適用するため、「超高速トランジスタ」としての観点から、HEMT と競うよう

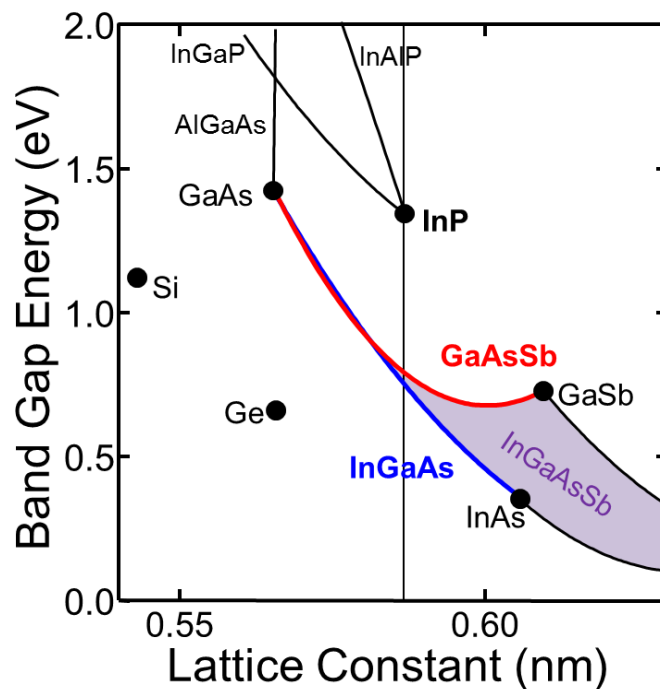


図 2-6. InP 系材料のバンドギャップと格子定数の関係

		Si	InP	GaAs	In _{0.53} Ga _{0.47} As	GaAs _{0.51} Sb _{0.49}
E_g @ 300K (eV)		1.12	1.35	1.42	0.74 – 0.75*	0.72 *
Effective mass	Electron	m_j : 0.98 m_t : 0.19	0.08	0.063	0.041	~ 0.045**
	Heavy hole	0.49	0.6	0.51	0.45	~ 0.456***
	Light hole	0.16	0.089	0.082	0.052	~ 0.066***
Mobility (cm ² /Vs)	Electron	≤ 1400	≤ 5400	≤ 8500	≤ 12000	2000 – 3120**** (at n :10 ¹⁶ -10 ¹⁷ cm ⁻³)
	Hole	≤ 450	≤ 200	≤ 400	≤ 300	≤ 100 **** (at p ≥ 10 ¹⁶ cm ⁻³)
Breakdown field (V/cm)		3 x 10 ⁵	5 x 10 ⁵	4 x 10 ⁵	2 x 10 ⁵	-

表 2-1. 各種材料パラメータの比較。*は参考文献 2-20 を参照。**は GaAs, GaSb よりボーイングパラメータを用いて算出。***は GaAs, GaSb の線形補完により算出。****は参考文献 2-21 ~ 2-23 を参照。

に性能向上がなされてきた^[2-24]。特に前述のような光通信 IC 用途としての応用が、InP 系 HBT 研究をけん引した要因でもある。図 2-7 に示すのは、InP 系 HBT の f_T および f_{max} の報告値の年次推移である^{[2-25] ~ [2-87]}。HBT の高速化(高 f_T 化)は、ベース・コレクタ層の薄層化による走行時間の短縮と、エミッタ電流密度を高めることで充電時間を短縮する手法がとられる。開発当初のデバイスでは、コレクタ層が 200 - 300 nm 程度と厚く、コレクタ層を走行する電子が空間電荷となってバンドを持ち上げ、ベースから正孔がコレクタ側に入り実効的なベース層厚が増大する Kirk 効果によって、エミッタ電流密度が 150 kA/cm²

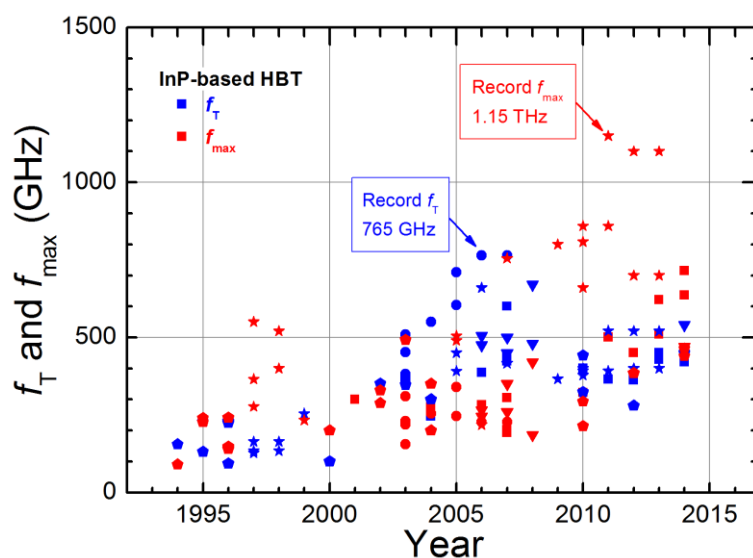


図 2-7. これまで報告されている InP 系 HBT の f_T および f_{max} の報告値の年次推移

程度に制限されていた^[2-24]。しかし 2002 年に Ida らは、薄層化したコレクタでは内蔵電位による電界が空間電荷の効果を上回り Kirk 効果が抑制されるため、 1 MA/cm^2 を超える動作が可能であることを示した^[2-36]。これが引き金となり、InP 系 HBT の f_T は一気に向上し、薄層化コレクタと、後述する組成傾斜ベース、擬似格子整合系の導入などにより、 765 GHz という驚異的な f_T が報告されている^[2-51]。この値は、これまでに報告されている InP 系トランジスタの中でも最も高い f_T であると考えられ、現在でもこの記録は破られていない。その後 HBT 研究のトレンドは、より実用化の側面を追及すべく、 f_{max} 重視のデバイス設計へと移行した。特にミリ波技術の進展が、この分野を飛躍的に発展させるトリガとなった。高 f_{max} 化に関しては、HEMT 技術が先行する形で $f_{\text{max}} > 1 \text{ THz}$ を成し遂げた^[2-88]。しかし、後を追うように Urteaga らが HBT においても 1 THz 以上の f_{max} を実現し^[2-72]、この分野の競争が今後激化することが予想される。コレクタ層に InP を用いることができる HBT 構造においては、高耐圧化技術に技術的ハードルの高い HEMT に比べ、耐圧の観点からは有利であると考えられ、とくに後述する Sb を含む材料系を用いた type-II DHBT の登場により、今後の性能向上が期待される。

2.2 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT

2.2-1 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の材料的特徴

$\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ は、Sb 組成 0.49 において InP と格子整合する材料系であり、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ と同様、InP を基板材料としてバンドエンジニアリングが可能な材料系である。表 2-1 に示すよう、 $\text{GaAs}_{0.51}\text{Sb}_{0.49}$ は、室温で 0.72 eV ^[2-20] の $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ と同程度のバンドギャップを有しており、材料学的には似通った材料であるといえる。しかし、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ は $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ にはないいくつかの特徴を有している。

一つ目の特徴は、そのバンド構造にある。図 2-8 に、様々な材料系の伝導帯・価電子帯のエネルギー関係を示す。 $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ は、その伝導帯および価電子帯エネルギーが、InP のバンドギャップの内側に位置するため、InP/ $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ 接合はいわゆる type-I の構造となる。一方、 $\text{GaAs}_{0.51}\text{Sb}_{0.49}$ は InP よりも伝導帯エネルギーが高いために、InP/ $\text{GaAs}_{0.51}\text{Sb}_{0.49}$ は負の伝導帯オフセット量を持つ、いわゆる type-II

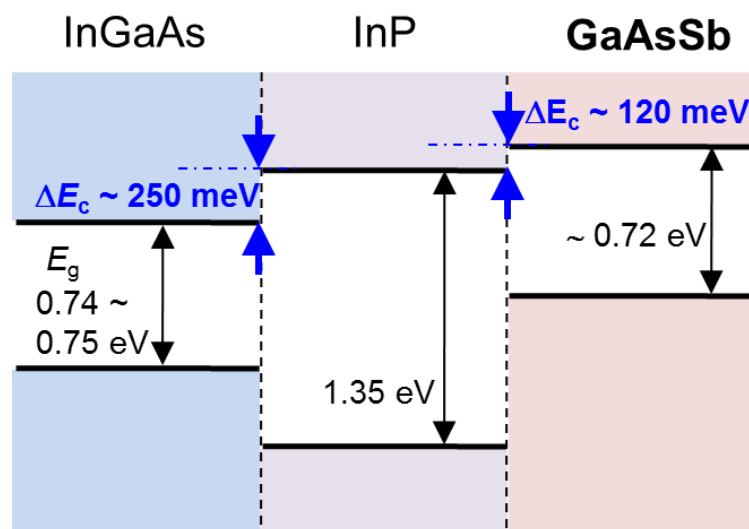


図 2-8. $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 、InP、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ のバンド関係

のバンドラインナップを形成する。このようなバンド構造は、価電子帯のエネルギーが主として V 族元素によって決定されることに起因しており、Sb を多く含む系においては、価電子帯エネルギーが高くなる傾向にあるためである。

また二つ目は、GaAs_{1-y}Sb_y はその電気特性である。GaAs_{1-y}Sb_y 薄膜の結晶成長は MOCVD を用いる場合が多いが、HBT への応用を考えたとき、p 型ベース層は 10¹⁹ cm⁻³ 以上の高濃度ドーピングが必要不可欠である。このため、このような高濃度ドーピングをしても、エミッタ層やコレクタ層に拡散せず、急峻なドーピングプロファイルを形成できるドーピング原料を用いる。Zn や Be といった II 族元素は、III 族サイトに入る p 型ドーパントであるが、拡散しやすいため高濃度化には不向きである。C は V 族サイトに入る p 型ドーパントであるが、一般に拡散しにくく高濃度化が可能である。しかしたとえば、MOCVD による In_xGa_{1-x}As の C ドーピングにおいては、キャリアガスや V 族原料の分解過程で生ずる H がドーピングした C を不活性化し、正孔濃度が低下する現象が報告されていた^[2-89]。これに対し Oda らは、C ドープ GaAs_{1-y}Sb_y を N₂ 雰囲気下でアニールする前後でのホール測定による正孔濃度の変化を調査した結果、530 °C 以上の成長温度では、C ドープ GaAs_{1-y}Sb_y はほとんど H パッシベーションの影響を受けないことを報告している^[2-90]。このような特徴は、量産性などに優れた MOCVD においても、GaAs_{1-y}Sb_y をベース層に有する HBT を作製することができるという利点を示しており、GaAs_{1-y}Sb_y をベース HBT に幅広い応用の可能性を示唆するものである。

以上から、GaAs_{1-y}Sb_y の特徴として、次のようにまとめることができる。

- ① InP 擬似格子整合系であり、また InP、In_xGa_{1-x}As と type-II のバンドラインナップを形成する。
- ② > 10²⁰ cm⁻³ の高正孔濃度ドーピング可能であり、かつ H パッシベーション耐性が高い。

2.2-2 GaAs_{1-y}Sb_y ベース HBT

このような特徴を有する GaAs_{1-y}Sb_y は、古くから In_xGa_{1-x}As、InP と組み合わせることでバンドエンジニアリングの幅を広げ、新たな機能を有するデバイス構造等の研究が盛んに行われてきた。ベース層に従来の高い電子移動度を有する In_xGa_{1-x}As ではなく、Sb を含む材料系を適用する HBT 構造の提案と実証は、1990 年代中ごろになされた^{[2-91][2-92][2-93]} In_xGa_{1-x}As または GaAs_{1-y}Sb_y をベース層に有するダブルヘテロ接合バイポーラトランジスタ(Double Heterojunction Bipolar Transistor, DHBT)のバンドラインナップを、図 2-9 に示す。DHBT においては、コレクタ層には InP が適用され、In_xGa_{1-x}As に比べバンドギャップが大きくかつ電子の有効質量が大きい材料を用いることによって、アバランシェ係数が大きくなり、かつ価電子帯から伝導帯への電子のトンネリング確率も小さくなるため、HBT を高耐圧化することができる。

InP 系 DHBT は、In_xGa_{1-x}As ベースと GaAs_{1-y}Sb_y ベースの二種類が存在するが、 f_T の観点からは後者の方が有利である。その理由を以下で説明する。従来の In_xGa_{1-x}As ベース HBT に InP コレクタを適用してしまうと、ベース-コレクタ接合界面に伝導帯のオフセットが生じる。このため、ベースからコレクタに注入される電子に対して障壁となり、ベース - コレクタ間の充電時間が増大するため、 f_T の減少を引き起こす。たとえば、InGaAsP などの材料を、段階的に組成を変化させてコレクタ層に用いることで、 f_T の低下を最小限にとどめて耐圧を向上させるような構造が報告されているが、四元混晶を用いることによる構造の複雑化を招き、また耐圧向上効果は InP コレクタそのものには及ばない。これに対し、

GaAs_{1-y}Sb_yをベース層に有する DHBT では、ベース - コレクタ接合が type-II のバンドラインナップを形成する。これは、上述のような伝導帯のオフセットを生じさせず、電子に対して障壁とならないために、充電時間の増大を招くことなく高耐圧化できる。

図 2-10 に示したのは、これまでに報告されている様々な電子デバイスの f_T と耐圧の関係である [2-25] ~ [2-88], [2-94] ~ [2-121]。InP 系材料は Si や GaAs と比較して、500 GHz 以上の高い f_T を、数 V の耐圧を維持したまま実現できるデバイスである。とくに、Sb を含む DHBT 構造により、500 GHz 以上の f_T を有しつつ GaN 系の既報告に劣らない、 $f_T \times BV_{CEO} \sim 3200 \text{ GHz} \cdot \text{V}$ という高い遮断周波数×耐圧積が実現されている [2-85]。

また GaAs_{1-y}Sb_y ベース DHBT は、ターン・オン電圧の観点からも有利な材料系である。DHBT

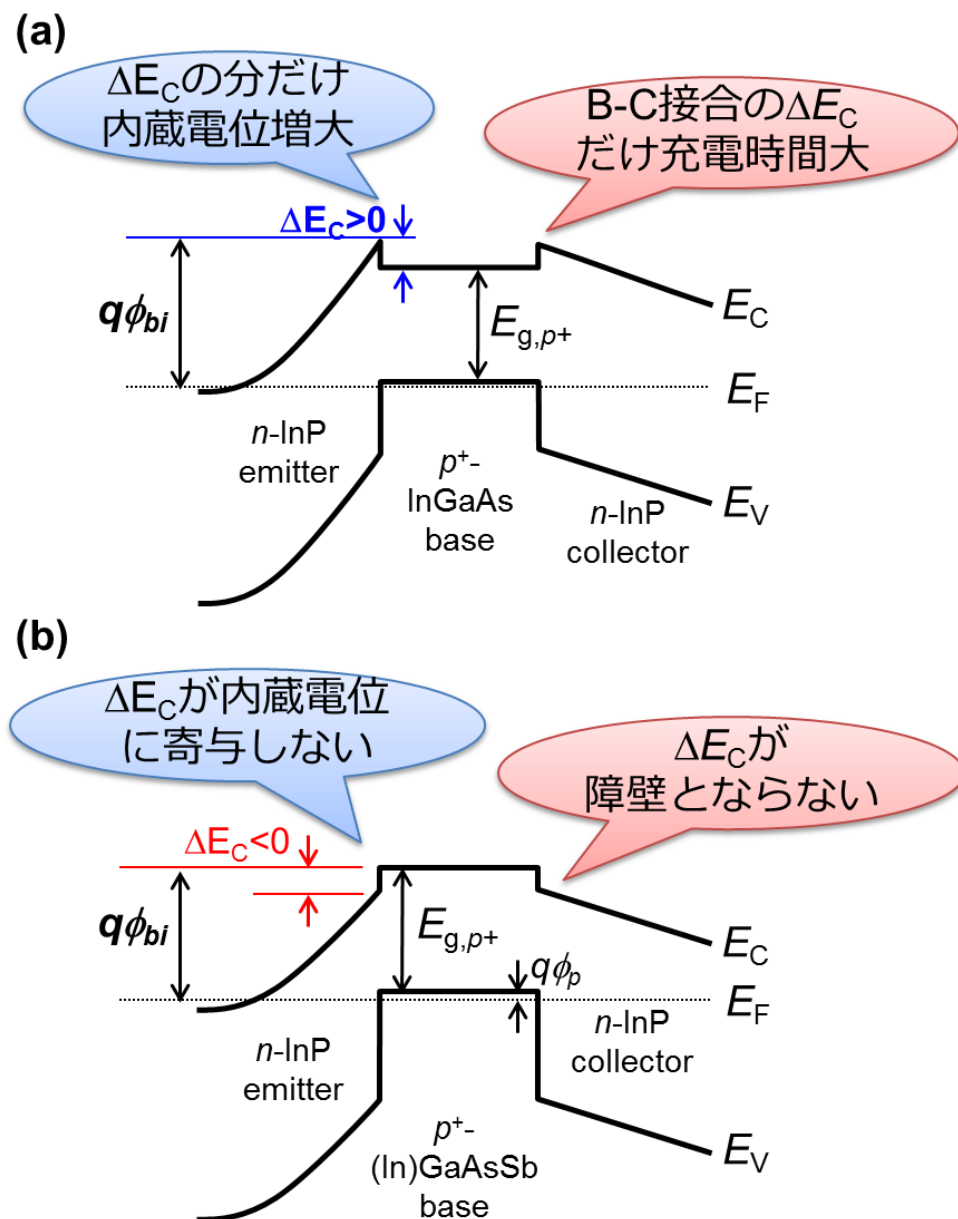


図 2-9. (a) InP/ In_xGa_{1-x}As/InP DHBT および(b) InP/GaAs_{1-y}Sb_y/InP DHBT のバンド構造

のターン・オン電圧は、エミッタ・ベース接合における内蔵電位($q\phi_{bi}$)によって決まる。図 2-9(a)に示した InP エミッタ層を有する $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース DHBT の場合、InP エミッタ - $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース接合においても type-I 接合を形成する。エミッタコンタクト層およびベース層のドーピングレベルが縮退するくらい十分高いとき、その内蔵電位は次の式で与えられる^[2-122]。

$$q\phi_{bi} = E_{Vb} - E_F + E_{gp+} + \Delta E_C \text{ (エミッタ - ベース接合が type - I 接合の場合)}$$

ここで E_{Vb} はベース層での伝導帯エネルギー、 E_F はフェルミエネルギー、 E_{gp+} はベース層材料のバンドギャップエネルギー、 ΔE_C はエミッタ・ベース接合における伝導帯エネルギー差を表す。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベースにおいては、 $q\phi_{bi}$ が ΔE_C に依存するために、その分だけ余分にバイアスを印加する必要が生じ、ターン・オン電圧が増大する。InP エミッタ層を薄層化し、またベース層に近い領域に対して δ ドーピングを施すことによって、この ΔE_C の影響を抑制しオン電圧を E_{gp+} で決まる値に近づける手法が提案されているが^[2-78]、InP エミッタ層への δ ドーピング制御が難しいことが予想される。これに対し、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースを適用する場合、図 2-9(b)に示すよう、エミッタ・ベース接合においても type-II のバンドラインナップとなる。この時、 $q\phi_{bi}$ には、 ΔE_C の影響は現れず、次の式のように簡略化することができる。

$$q\phi_{bi} = E_{Vb} - E_F + E_{gp+} \text{ (エミッタ - ベース接合が type - II 接合の場合)}$$

したがって、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の場合、そのターン・オン電圧は、ベース層である $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ のバンドギャップとドーピング濃度によって決まる。このような性質から、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT と比べて、ベース層のバンドギャップが同程度であるにもかかわらず、低ターン・オン電圧動作に有利である。

以上より、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ を InP 系 DHBT のベース層に適用する利点として、以下の二点があげられる。

(1) InP コレクタを適用したとしても、ベース - コレクタ接合に障壁が形成されず、 f_T を制限せずに高耐圧化が可能である。このような特徴は、光通信用変調器ドライバ IC などへの適用が有望視される。

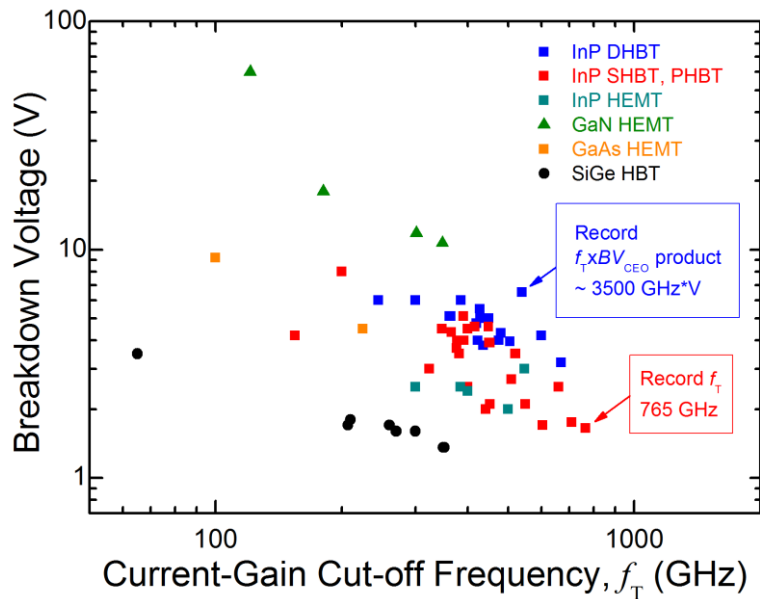


図 2-10. 既報告トランジスタの耐圧と f_T の関係

また、高周波化に伴い耐圧が低下する傾向にある従来のミリ波デバイスよりも高い耐圧が、高い f_{\max} を有した状態でも実現できると期待される。

(2) InP エミッタと $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースとが type-II のバンドラインナップを有し、従来の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベースと異なり伝導帯オフセットが生じないため、低ターン・オン電圧駆動に有利である。このような特徴は、光通信用 IC の消費電力を低減できると期待される。

2.2-3 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 四元混晶ベースを用いた試み

前述のような $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の特徴を維持したまま、さらに DHBT の特性を向上させることが期待できる材料として、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ が挙げられる。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ は InP に擬似格子整合する四元混晶材料である。図 2-11 に示したのは、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ のバンドギャップを、固相 In 組成および固相 Sb 組成に対して等 E_g 線図で示したものである。混晶組成に応じてそのバンドギャップを、GaAs の 1.519 eV (at 0 K) から InSb の 0.17 eV (at 0 K) まで変化させることができる材料系である。とくに $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ に In を加えることで、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ よりもバンドギャップを小さくすることができる。

さらなる低ターン・オン電圧化

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ をベース層に適用する一つのメリットとして、ターン・オン電圧のさらなる低減が挙げられる。図 2-9 に示した HBT のバンドラインナップにおいて、その内蔵電位は、 $q\phi_{bi} = E_{vb} - E_F + E_{gp+}$ で与えられた。ここで、ベース層に、 $\text{GaAs}_{0.51}\text{Sb}_{0.49}$ や $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ よりも狭バンドギャップな材料を適用すると、E-B 接合の内蔵電位をより小さくすることができる。したがって、特に In 組成およ

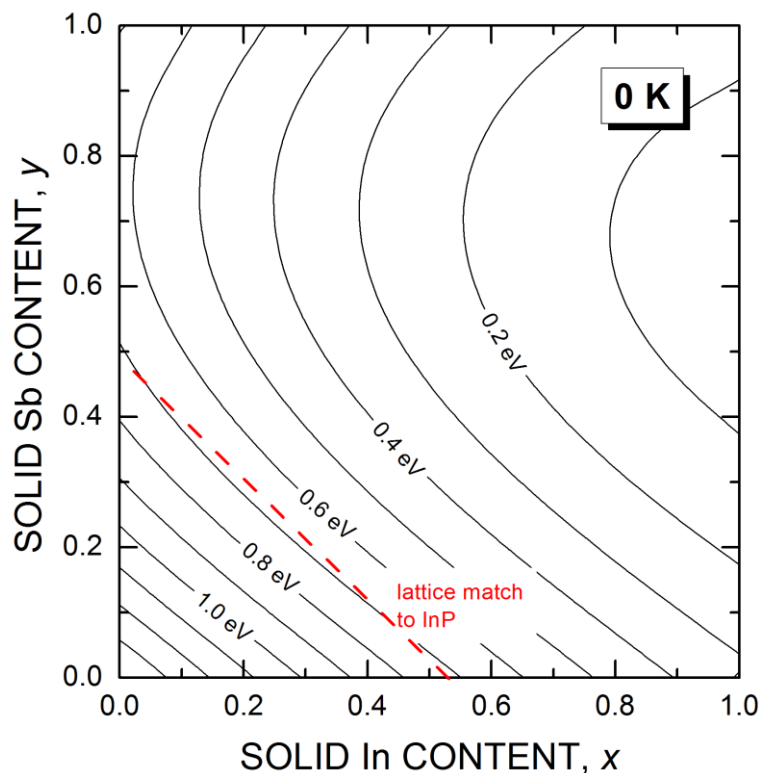


図 2-11. 0 K における $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ のバンドギャップの固相 In 組成および Sb 組成依存性

び Sb 組成の高い $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を DHBT のベース層に適用することで、もともと低い $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT のターン・オン電圧をさらに低減することができると考えられる。実際、Chen ら^[2-123]は、MBE 成長した $\text{In}_{0.37}\text{Ga}_{0.63}\text{As}_{0.89}\text{Sb}_{0.11}$ をベース層に有する HBT において、 1 A/cm^2 注入時のターン・オン電圧 0.35 V という値を報告しており、これは既存の InP 系 HBT の中で最も低いターン・オン電圧である。彼らの報告は Sb 組成が 0.11 と低く限定的であり、より Sb リッチの材料をベース層に適用できれば、さらなる低ターン・オン電圧動作が可能であると考えられる。実際、GaSb 基板上 $\text{In}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{Sb}$ ベース層 HBT により、 $\sim 100 \text{ A/cm}^2$ 注入時のターン・オン電圧 0.26 V という極めて低いターン・オン電圧の実現が報告されている^[2-124]。また Monier らは、InP 基板上にメタモルフィック $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ バッファ介して成長させた $\text{In}_{0.86}\text{Ga}_{0.14}\text{As}$ をベース層に有する構造により、InP/ $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ 格子整合系 HBT よりも $0.2 \sim 0.3 \text{ V}$ 程度ターン・オン電圧の低い HBT を報告している^[2-125]。このようなベース層材料は、InP 擬似格子整合系の範囲での適用は難しいものの、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の混晶組成を適切に選ぶことができれば、上記に匹敵するような低ターン・オン電圧 HBT を実現できるものと考えられる。

組成傾斜ベース適用による高周波特性の向上

また、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相組成に応じてバンドギャップが大きく変化するという特徴は、バンドエンジニアリングによる HBT のさらなる RF 特性向上の可能性を有している。その応用例の一つが、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースである。

図 2-12 に示したのは、ベース層に組成傾斜を有する HBT のバンドラインナップである。組成傾斜ベース HBT とは、通常 3 元以上の混晶材料で形成されるベース層の組成を、コレクタ側からエミッタ側にかけて連続的に変化させる構造である。このような組成傾斜を形成することで、ベース層内に擬似電界を生じさせ、電子をドリフト走行させることでベース走行時間 τ_B を短縮し、 f_T を向上させる技術である。これまでに報告されている $f_T > 600 \text{ GHz}$ 以上の HBT はすべて、組成傾斜ベースを適用してい

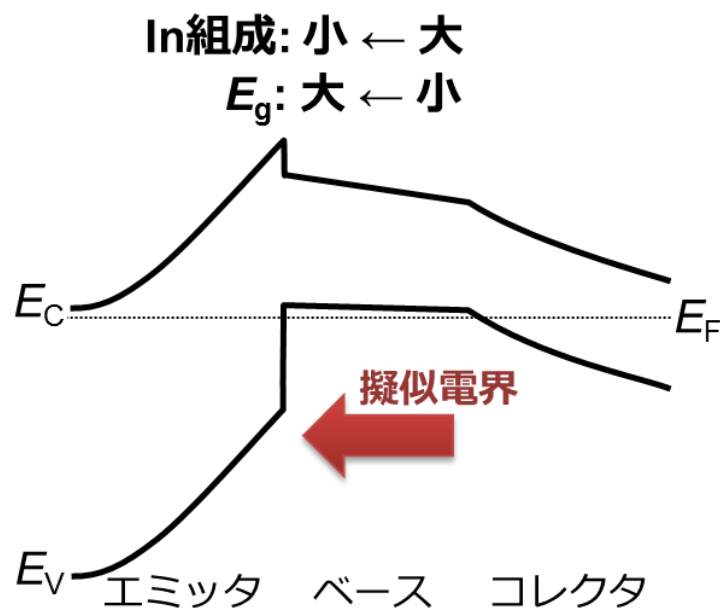


図 2-12. 組成傾斜ベース HBT のバンドラインナップ

る。Snodgrass らは組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベースを有する HBT において、700 GHz 以上の高い f_T を報告している^[2-51]。また、Liu らは組成傾斜 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT において、600 GHz 以上の f_T と 4.2 V の耐圧の両立を報告している^[2-57]。ベース層内での伝導帯エネルギーの変化が大きいほど、組成傾斜ベース HBT の擬似電界強度が大きくなるため、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ や $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ よりさらに大きなバンドギャップ変化をベース層内に形成することができれば、 f_T をさらに向上させることができると考えられる。

先述のよう $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ は、固相 In 組成および Sb 組成を変化させることで、バンドギャップを大きく変化させることができる材料系である。このような特徴を生かせば、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ や $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ よりはるかに大きなバンドギャップ変化を、臨界膜厚を考慮したうえで、InP に擬似格子整合の状態でも形成可能であると考えられる。実際 Snodgrass らは、InP に格子整合した状態の組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT において、670 GHz の f_T を実現している^[2-61]。この報告では InP 格子整合系を用いていたが、歪を考慮し、擬似格子整合組成も積極的に利用すれば、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の f_T はさらに向上することが可能であると考えられる。

3. $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT の課題

ここまで、Sb 有する材料をベース層に有する HBT の特徴について述べた。とくに $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ をベース層に適用する DHBT が、ターン・オン電圧低減と高周波特性向上の両側面から有望であることが示唆された。このような背景から、本研究では $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ をベース層に適用した高性能 DHBT の実現をめざし、結晶成長検討およびデバイス検討を行うこととする。ここからは、最終的な IC 応用まで考慮したうえで、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースを DHBT に応用するうえで解決せねばならないとされる課題点について示す。

①結晶成長難の克服(固相組成制御技術の確立)

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースの適用が、HBT 特性向上に有効であることが示唆されたが、そもそも、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 四元混晶に関する結晶成長報告はあまり多くないのが現状である。しかも、その多くは GaSb などの格子定数が大きい基板上に成長したものであり^{[2-126] ~ [2-129]}、今回ターゲットとするような InP 格子整合組成近傍の報告はさらに少ない。特に C ドーピングを行った報告例に関しては、数えるほどしかない^{[2-59],[2-83]}。

一般に III-V 族化合物半導体の C ドーピングは、有機金属原料の分解過程で生じる C を取り込ませるオートドーピング手法か、 CBr_4 などのハロメタン系原料をドーピング原料として用いる手法が挙げられる。後者の方が高濃度化しやすく濃度の制御性もよいため、DHBT のベース層に適用する目的では、 CBr_4 を用いるのが一般的である。しかし CBr_4 は分解過程で HBr を生じ、これがエッチング効果を有することが報告されている^[2-130]。HBr によるエッチング効果は、混晶材料においては固相組成の変動として現れる。Tateno らは InGaAsP の C ドーピングにおいて、In の方が Ga よりもエッチングされやすく、このため固相 In 組成が小さくなることを報告している^[2-131]。材料系が異なるため、同じように扱うことはできないが、たとえば HBT へ適用すべく $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の C ドーピングを行う場合、ドーピング濃度は Tateno らの報告よりも 1 ケタ以上高く、その分、 CBr_4 の供給量が増えエッチング効果の影響が強くなることが予想される。このため、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の C ドーピング時の固相組成の制限要因を把握し、固相組成を制御する技術を確立することが重要である。

②電流利得

特に InP 系 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT における最大の課題は、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT に比べ高電流利得化が難しいという点である。図 2-13 に示したのは、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の E-B 間にバイアスを印加したときのバンド図である。図中に、動作時の電子の動きを模式的に示した。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の電流利得を制限する要因は、以下に示す 3 つが挙げられる。

a) ベース層の結晶品質

前述のように、HBT はエミッタとベースの大きなバンドギャップ差により、高い電流利得が容易に得られるという特徴を有している。しかし実際の HBT は、前述の仮定のように、ベース層内での再結合電流成分 I_r 、およびエミッタ - ベース界面での再結合成分 I_s が無視できるほど小さくはない。特に、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ のような Sb を含むような材料系は、表面偏析の影響や結晶のオーダリングなどの影響で、高品質な結晶を得ることが難しい系であるとされている。ベース層の結晶品質が不十分でないと、 I_r が大きくなり β を低下させてしまうことが考えられる。Bolognesi らは $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベースとは異なり、特にデバイスサイズが大きいときは電流利得がオージェ再結合電流ではなく、再結合中心を介した再結合電流が支配的であることが報告されている^[2-132]。これは、ベース層結晶品質、および後述する界面の結晶品質を向上させ、再結合中心密度を低減しないと、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT に比べ電流利得が低くなりやすいことが示唆される。

b) E-B 界面の界面品質

また図 2-13 に示したよう、HBT においてはエミッタ層とベース層が異なる材料で形成されるために、E-B 界面に再結合中心を導入しやすい傾向にあり、E-B 界面の再結合成分 I_s が大きいと、電流利得が低下してしまうことが考えられる。ベース層材料である $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ は V 族元素 As と Sb を有する

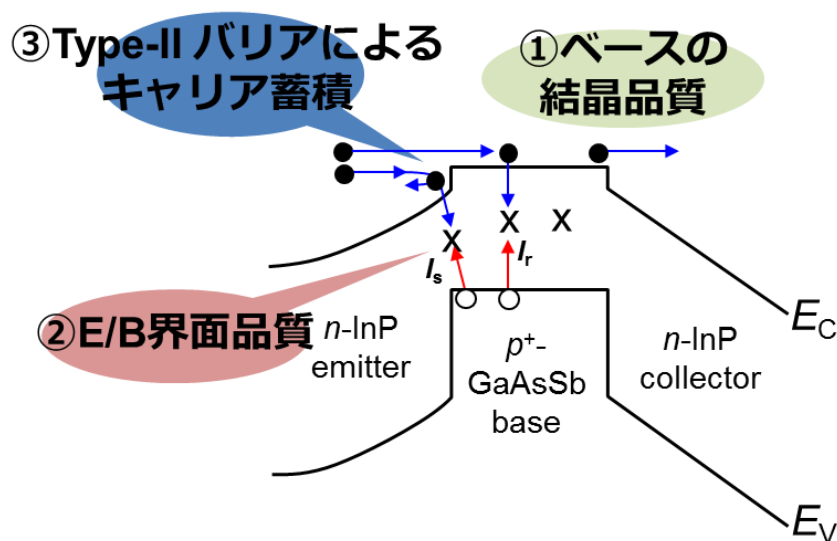


図 2-13. InP/GaAsSb/InP DHBT のバンド構造

材料系であり、一方エミッタ層材料は一般には InP などの P 系材料が用いられる。したがって結晶成長により HBT 層構造を形成する際、InP エミッタ/ GaAs_{1-y}Sb_y ベース界面形成においては、AsSb 系から P 系へと V 族を理想的に切り替えねばならない。しかし前述のように、Sb を含む材料系は表面偏析を起こしやすい特徴を有しており、したがって高品質な InP エミッタ/GaAs_{1-y}Sb_y ベース界面を形成する技術が必要とされる。

Brunner らは MOCVD 成長において、GaAs_{1-y}Sb_y 成長の後に AsH₃ にて 120 秒間のパージを行うことで、表面の Sb を脱離させ、界面急峻性を向上させる手法を報告している^[2-133]。いずれの手法も、表面の Sb を脱離させ As リッチ化することによって界面品質を向上させることに主眼を置いているが、このような成長シーケンスの工夫による手法は、結晶成長手法やそれを行う成長炉の形状、原料の流れる経路や供給量など、様々な要因により最適な条件が異なるのが普通である。このため、成長炉ごとや run to run の条件最適化が必要であり、最適条件から逸脱したような条件であると、場合によっては界面品質を低下させてしまい、電流利得を損なうおそれがある。

c) E-B 接合の伝導帯オフセット

上記のように、ベース層そのものの結晶品質と E-B 界面品質の他に、InP/GaAs_{1-y}Sb_y ヘテロ接合の特徴でもある、type-II バンドラインナップが電流利得低下を引き起こしている点が指摘されている。図 2-13 に示すよう、E-B 接合にはエミッタからベースに向けて流れる電子に対して、伝導帯障壁 ΔE_C が存在する。この ΔE_C によって電子が E-B 接合近傍に蓄積しやすく(電子蓄積効果^{[2-134] ~ [2-136]})、前記再結合を促進してしまうことが考えられる。

これに対し、E-B 接合の ΔE_C を小さくし、電子蓄積効果を小さくすることで電流利得を向上させる手法が報告されている。たとえば Liu らは、InP よりもバンドギャップの大きい In_xGa_{1-x}P をエミッタ層に適用し、高電流利得の DHBT を実現している^[2-56]。Oda らは In_xAl_{1-x}P をエミッタ層に用いることで、同様に DHBT の高電流利得化を報告している^[2-135]。AlP は GaP よりバンドギャップが大きいため、In_xAl_{1-x}P エミッタは低 Al 組成でも ΔE_C 低減効果が見込める。In_xAl_{1-x}P エミッタを用いた Al_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース DHBT によって、 $f_T > 450$ GHz、 $f_{max} > 510$ GHz の HBT も報告されている^[2-80]。また、P 系ではなく In_xAl_{1-x}As を用いることで伝導帯オフセットをなくし type-I 化させ、電流利得を向上させた報告もある^[2-136]。In_xAl_{1-x}As は InP と格子整合させることができるため、In_xAl_{1-x}P や In_xGa_{1-x}P のような歪の影響は小さくすることができる。このようにエミッタ層のワイドバンドギャップ化は電流利得向上には一定以上の効果があるものの、三元以上の混晶材料の適用が必須であり、界面形成時の原料切り替えシーケンスの観点からは、切り替える元素の種類が増えるため制御は難化する。界面形成の難化は、前述のように界面の再結合中心密度を増大させてしまう恐れがあり、電流利得を損なう恐れがある。

上述はいずれもエミッタ層をワイドギャップ化することで電流利得を向上させる手法であるが、 ΔE_C を低減するにはベース層の組成を変化させることでも実現可能である。GaAs_{1-y}Sb_y ベースの As 組成を格子整合条件よりも大きくすることで、伝導帯エネルギーを下げることで ΔE_C を小さくし、結果電流利得が向上することが報告されている^{[2-55], [2-137]}。この手法の場合、三元混晶エミッタを使わずとも、ベース層の組成の変化のみで電流利得向上効果が得られるため、界面形成は従来手法と同様に行うことができる。このため、近年の GaAs_{1-y}Sb_y ベース DHBT の報告はそのほとんどが、エミッタ側の固相 As 組成を格子整合よりも高く設定している。これらの手法の骨子は、ベース層の伝導帯エネルギーを下げ ΔE_C

を小さくすることにある。したがって $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ への適用を考えた場合、As 組成を増大させるというよりは、 ΔE_C を小さくする固相組成を適切に選ぶことが重要であると考えられる。

図 2-14 に示したのは、これまでに報告されている InP 系 HBT の電流利得を、ベースシート抵抗の関数としてプロットしたものである(参考文献は図 2-14 のキャプションに記載)。これまで説明したよう、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ に代表される type-II の DHBT 構造は、ベース層内、エミッタ - ベース界面での再結合電流成分が大きいため、高電流利得化に課題があり、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT に比べ電流利得が低くなりやすい傾向にあることがわかる。HBT プロセス技術の向上によりエミッタ幅が縮小されると、表面再結合の影響で電流利得はさらに低下する傾向にあるため、結晶品質の向上とデバイス構造の工夫によって、バルクの状態での真性の電流利得をさらに向上させる必要がある。前述のように、三元混晶材料を用いたエミッタや、As リッチ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースなどの ΔE_C を低減する構造が有望であると考えられるが、これだけでは電流利得向上効果は不十分である。この As リッチ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース構造と併用が可能である界面構造および形成シーケンスによって、さらなる電流利得の向上が必要である。また $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースに関しては、報告されているデバイスはいずれも電流利得が低く、電流利得制限要因の解明と、向上に向けた指針が必要である。

③電子速度の向上

前節で述べたよう、組成傾斜ベースの適用により、電子が擬似電界によって加速され電子速度が向上した結果、走行時間が短縮され高周波特性を向上させることができる。このような手法を適用した組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT は、 $4 \times 10^7 \text{ cm}^2/\text{s}$ を超えるような平均電子速度を有しており^[2-51]、高い RF 特性の実現には、このような高い電子速度の実現が不可欠である。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ や $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースにおいても、結晶品質の向上と組成傾斜構造の適用により、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT に匹敵する平均電子速度を向上させることが重要である。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースの場合、前述のように、固相組成の変化によってバンドギャップを大きく変化させることができる材料系である。このことから、ベース層内

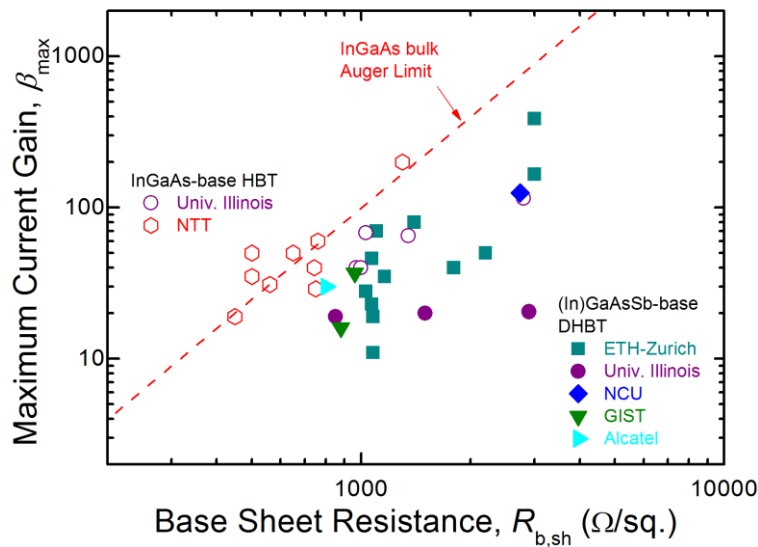


図 2-14. InP 系 HBT の電流利得とベースシート抵抗の関係

[2-25],[2-27],[2-34]~[2-37],[2-39]~[2-42],[2-44],[2-46],[2-47],[2-50],[2-53],[2-55]~[2-57],[2-73],[2-79],[2-80],[2-83]~[2-87],[2-123],[2-136],[2-138],[2-139]

での固相組成変化を最適化し、大きな擬似電界を生じさせることによって、デバイス構造の観点からも電子速度を向上させるための構造を検討する必要がある。

4. 研究背景のまとめと本研究の目的

本章ではまず、将来の光通信技術およびミリ波技術において用いられる InP 系 HBT に要求される性能について述べた。これらの応用で用いられる IC においては、これまで重視された高周波特性の向上だけではなく、消費電力低減のための低ターン・オン電圧化、出力振幅増大のための高耐圧化、雑音耐性向上のための高電流利得化が求められる。また、送信側 DAC、変調器ドライバ IC、TIA、あるいはミリ波 MMIC それぞれにおいて要求される性能が異なるため、それぞれの応用に特化した性能向上が必要とされる。

次に、このような用途で用いられる InP 系 HBT の特徴について述べた。InP 系 HBT は、ベース層のドーピング濃度を高くしても高い電流利得が得られるという特徴を有しており、高 f_T 、 f_{max} および β の両立が可能なデバイス構造として研究が盛んに行われている。その中でも $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ や $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ をベース層に有する DHBT 構造は、耐圧と f_T の両立が可能な点や、type-II ヘテロ構造のために内蔵電位がベース層のドーピングとバンドギャップのみで決まる点から、高耐圧化や低ターン・オン電圧化といった性能要求に応えることができる有望なデバイス構造である。特に $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、狭バンドギャップ化によるさらなるターン・オン電圧の低減、および組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースによる高 f_T 化が可能であり、次世代ベース層材料として期待される。

しかし $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を HBT に適用するには、克服すべきいくつかの課題があった。まず、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の結晶成長の報告例が少なく、特に C ドーピング時の固相組成制御技術に関しての知見が不足している点が挙げられた。また $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT が、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベースに比べて高電流利得化が難しい点も挙げられた。この点については、ベース層そのものの結晶品質の向上、エミッタ - ベース界面品質の向上、および電流利得を向上させるためのデバイス構造の提案が必要であることが示唆された。また Sb を含む材料系の電子移動度が低いため、高い電子速度を実現するのに効果的な組成傾斜ベース構造の提案と適用が必須である。

以上のような背景のもと、本研究では以下に示すような目的を達成すべく検討を行った。

(1) $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の高電流利得化

InP エミッタ/ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース界面形成の簡略化と界面品質向上による電流利得向上を目指すべく、新たな界面形成手法とデバイス構造を提案し、その界面急峻性、電流利得向上効果について検討する。また既存の電流利得向上手法の一つである、As リッチ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースとの親和性について検討を行い、高い電流利得の DHBT を実現する。エミッタ幅を $0.25\ \mu\text{m}$ まで微細化した DHBT を作製し、本手法が高周波特性を犠牲にせずに、電流利得を向上させることができることを示す。

(2) $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 結晶成長技術の確立と低ターン・オン電圧 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の実現

四元混晶 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の C ドーピング時の固相組成変動を支配する要因を実験的・理論的に検証し、固相組成技術およびドーピング制御技術を確立する。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT を作製し、低ターン・オン電圧化効果の確認、および最も低いターン・オン電圧を実現する。微細 DHBT を作製し、

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の高周波特性が、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{GaAs}$ ベース HBT、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT と遜色ないことを示す。

(3)組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース適用による高周波特性向上

四元混晶 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の成長技術をベースに、高い高周波特性の実現が可能である、新規な組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT 構造を提案する。実際に提案手法の効果を実験的に検証し、また微細 DHBT を作製してその高周波特性について検討を行う。最後に、これらの技術についてさらなる特性向上の展望を示す。

参考文献

- [2-1] 総務省 総合通信基盤局、“我が国のインターネットにおけるトラヒックの集計・試算”、総務省報道資料、平成 26 年 10 月。
- [2-2] 三浦、“社会的課題の解決に貢献する ICT サービスの創造”、NTT 技術ジャーナル、2014.4、p.8.
- [2-3] M. Nagatani, H. Nosaka, S. Yamanaka, K. Sano, and K. Murata, IEEE J. Solid-State Circuits **46**, 2215 (2011).
- [2-4] S. Yamanaka, T. Kobayashi, A. Sano, H. Masuda, E. Yoshida, Y. Moyamoto, T. Nakagawa, M. Nagatani, and H. Nosaka, Proc. European Conf. Optical Communication, 201, We.8.C.1.
- [2-5] 大橋弘道、葛原正明 編著、半導体デバイスシリーズ④ パワーデバイス、丸善出版 (2011 年)。
- [2-6] N. Kauffmann, S. Blayac, M. Abboun, P. André, F. Aniel, M. Riet, J.-L. Benchimol, J. Godin, and A. Konczykowska, IEEE J. Solid-State Circuits **36**, 639 (2001).
- [2-7] 井原俊夫、厚木和彦、水野光彦、瀧本幸男、近藤秀敏、大畑恵一、八塚弘之、遠藤信博、久保英一、井上明彦、藤田泰裕、森田俊之、大串義雄、福原裕成、熊谷博、増子治信、村島弘益、森宏寿、上滝実、“ミリ波技術の手引きと展開”、リアライズ社(平成 5 年)。
- [2-8] D. R. Vizard and R. Doyle, IEEE International Microwave Symposium (IMS) Technical Digest, p. 94 (2006).
- [2-9] L. Yujiri, IEEE International Microwave Symposium (IMS) Technical Digest, p. 98 (2006).
- [2-10] L. Samoska, IEEE International Microwave Symposium (IMS) Technical Digest, p. 333 (2006).
- [2-11] Y. Wei, M. Urteaga, Z. Griffith, D. Scott, S. Xie, V. Paidi, N. Parthasarathy, and M. Rodwell, IEEE MTT-S International Microwave Symposium, Digest p. 919 (2003).
- [2-12] V. Paidi, Z. Griffith, Y. Wei, M. Dahlstrom, N. Parthasarathy, M. Urteaga, and M. J. W. Rodwell., Radio Frequency Integrated Circuit (RFIC) Symposium, Digest p. 189 (2004).
- [2-13] W. Shockley, U.S. Patent, 2569347, 1948.
- [2-14] P.M. Asbeck, D.L. Miller, R.A. Milano, J.S. Harris Jr., G.R. Kaelin, and R. Zucca, IEEE International Electron Device Meeting (IEDM), p. 629 (1981).
- [2-15] T. Ishibashi, and K. Yamaguchi, IEEE Trans. Electron Devices **35**, 401 (1988).
- [2-16] H. H. Liu and S. C. Lee, Appl. Phys. Lett. **47**, 839 (1985).
- [2-17] K. Kurishima, Trans. IEEE Trans. Electron. Devices **43**, 2074 (1996).

- [2-18] M. Levinstein, S. Rumyantsev, and M. Shur, “*Handbook of Semiconductor Parameters: Vol. 2*”, World Scientific (Singapore), 1999.
- [2-19] M. Levinstein, S. Rumyantsev, and M. Shur., “*Handbook of Semiconductor Parameters: Vol. 1*”, World Scientific (Singapore), 1996.
- [2-20] C. R. Bolognesi, N. Matine, M. W. Dvorak, P. Yeo, X. G. Xu, and S. P. Watkins, Trans. Electron Devices 48, 2631 (2001).
- [2-21] M. J. Cherng, Y. T. Cherng, H. R. JEN, P. Harper, R. M. Cohen, AND G. B. Stringfellow J. Electron. Mater. 15, 79 (1986).
- [2-22] V. Fink, E. Chevalier, O. J. Pitts, M. W. Dvorak, K. L. Kavanagh, C. R. Bolognesi, S. P. Watkins, S. Hummel, and N. Moll, Appl. Phys. Lett. 79, 2386 (2001).
- [2-23] H. Detz, P. Klang, A. M. Andrews, W. Schrenk, and G. Strasser , J. Crystal Growth 323, 42 (2011).
- [2-24] 宮本恭幸、応用物理 第 79 卷 第 11 号 1010 (2010).
- [2-25] K. Kurishima, H. Nakajima, T. Kobayashi, Y. Matsuoka, and T. Ishibashi, IEEE Trans. Electron Devices 41, 1319 (1994).
- [2-26] S. Yamahata, K. Kurishima, H. Ito, and Y. Matsuoka, GaAsIC1995, pp.163-166.
- [2-27] K. Kurishima, H. Nakajima, S. Yamahata, T. Kobayashi, and Y. Matsuoka, Jpn. J. Appl. Phys. 34, 1221 (1995).
- [2-28] M. Ida, S. Yamahata, K. Kurishima, H. Ito, T. Kobayashi, and Y. Matsuoka, IEEE Trans. Electron Devices 43,1812 (1996).
- [2-29] Y. Matsuoka, S. Yamahata, K. Kurishima, and H. Ito, Jpn. J. Appl. Phys. 35, 5646 (1996).
- [2-30] B. Agarwal, D. Mensa, R. Pullela, Q. Lee, U. Bhattacharya, L. Samoska, J. Guthrie, and M. J. W. Rodwell, Electron Device Lett. 18, 228 (1997).
- [2-31] R. Pullela, Q. Lee, B. Agarwal, D. Mensa, J. Guthrie, L. Samoska, and M. Rodwel, DRC 1997, pp. 68-69.
- [2-32] Q. Lee, B. Agarwal, D. Mensa, R. Pullela, J. Guthrie, L. Samoska, and M. J. W. Rodwell , IEEE Electron Device Lett. 19, 77 (1998).
- [2-33] D. Mensa, Q. Lee, J. Guthrie, S. Jaganathan, and M. J. W. Rodwell, Electron. Lett. 35, 605 (1999).
- [2-34] M. Ida, K. Kurishima, H. Nakajima, N. Watanabe, and S. Yamahata, IEEE Proc. International Electron Device Meeting (IEDM), 2000, pp. 854-856.
- [2-35] M. W. Dvorak, C. R. Bolognesi, O. J. Pitts, and S. P. Watkins, IEEE Electron Device Lett. 22, 361 (2001).
- [2-36] M. Ida, K. Kurishima, and N. Watanabe, IEEE Electron Device Lett. 23, 694 (2002).
- [2-37] W. Hafez, J.-W. Lai, and M. Feng, Electronics Lett. 39, 1475 (2003).
- [2-38] W. Hafez, J.-W. Lai, and M. Feng, Electronics Lett. 39, 811 (2003).
- [2-39] W. Hafez, J.-W. Lai, and M. Feng, IEEE Electron Device Lett. 24, 292 (2003).
- [2-40] W. Hafez, J.-W. Lai, and M. Feng, IEEE Electron Device Lett. 24, 436 (2003).
- [2-41] M. Ida, K. Kurishima, K. Ishii, and N. Watanabe, GaAsIC2003, pp. 211-214.
- [2-42] H. G. Liu, J. Q. Wu, N. Tao, A. V. Firth, E. M. Griswold, T. W. MacElwee, and C. R. Bolognesi, J. Crystal Growth 267, 592 (2004).
- [2-43] W.Hafez and M. Feng, IEEE Proc. International Electron Device Meeting (IEDM), 2004, pp.549-552.

- [2-44] K. Kurishima, M. Ida, Y. Ishii, and N. Watanabe, *Jpn. J. Appl. Phys.* **43**, 2243 (2004).
- [2-45] Y. Oda, N. Watanabe, M. Uchida, K. Kurishima, and T. Kobayashi, *J. Crystal Growth* **272**, 700 (2004).
- [2-46] W. Hafez, W. Snodgrass, and M. Feng, *Appl. Phys. Lett.* **87**, 252109 (2005).
- [2-47] W. Hafez and M. Feng, *Appl. Phys. Lett.* **86**, 152101 (2005).
- [2-48] Z. Griffith, M. J. W. Rodwell, X.-M. Fang, D. Loubychev, Y. Wu, J. M. Fastenau, and A. W. K. Liu, *IEEE Electron Device Lett.* **26**, 530 (2005).
- [2-49] Z. Griffith, M. Dahlström, M. J. W. Rodwell, X.-M. Fang, D. Lubyshev, Y. Wu, J. M. Fastenau, and W. K. Liu, *IEEE Electron Device Lett.* **26**, 11 (2005).
- [2-50] H. G. Liu, S. P. Watkins, and C. R. Bolognesi, *IEEE Trans. Electron Devices* **53**, 559 (2006).
- [2-51] W. Snodgrass, W. Hafez, N. Harff, and M. Feng, *IEEE Proc. International Electron Device Meeting (IEDM)*, 2006, p. 338.
- [2-52] W. Snodgrass, B. R. Wu, W. Hafez, K. Y. Cheng, and M. Feng, *IEEE Electron Device Lett.* **27**, 84 (2006).
- [2-53] W. Snodgrass, B. R. Wu, W. Hafez, K. Y. Cheng, and M. Feng, *Appl. Phys. Lett.* **88**, 222101 (2006).
- [2-54] Z. Griffith, E. Lind, and M. J. W. Rodwell, *CSICS2006*, pp. 275-278.
- [2-55] H. Liu, O. Ostinelli, Y. Zeng, and C. R. Bolognesi, *IEEE Trans. Electron Devices*, **54**, 2792 (2007).
- [2-56] H. G. Liu, O. Ostinelli, Y. Zeng, and C. R. Bolognesi, *IEEE Electron Device Lett.* **28**, 852 (2007).
- [2-57] H. G. Liu, O. Ostinelli, Y. Zeng, and C. R. Bolognesi, *IEEE Proc. International Electron Device Meeting (IEDM)*, 2007, p. 667.
- [2-58] M. Feng and W. Snodgrass, *IEEE proc. International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM)*, 2007, pp. 399-402.
- [2-59] B.-R. Wu, W. Snodgrass, M. Feng, and K. Y. Cheng, *J. Crystal Growth* **301-302**, 1005 (2007).
- [2-60] Z. Griffith, E. Lind, and M. J. W. Rodwell, *IEEE proc. International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM)*, 2007, pp. 403-406.
- [2-61] W. Snodgrass, B. R. Wu, K. Y. Cheng, and M. Feng, *IEEE Proc. International Electron Device Meeting (IEDM)*, p. 663 (2007).
- [2-62] W. Snodgrass, B.-R. Wu, K. Y. Cheng, and M. Feng, *CS MANTECH2008* 14.3
- [2-63] E. Lobisser, Z. Griffith, V. Jain, B. J. Thibeault, M. J.W. Rodwell, D. Loubychev, A. Snyder, Y. Wu, J. M. Fastenau, and A. W. K. Liu, *IEEE proc. International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM)*, 2009, pp.16-19.
- [2-64] Y. Zeng, O. Ostinelli, R. Löfblom, A. R. Alt, H. Benedickter, and C. R. Bolognesi, *IEEE Electron Device Lett.* **31**, 1122 (2010).
- [2-65] J. Hacker, M. Seo, A. Young, Z. Griffith, M. Urteaga, T. Reed, and M. Rodwell, *Microwave Symposium 2010*, pp1126-1129
- [2-66] V. Jain, E. Lobisser, A. Baraskar, B. J. Thibeault, M. Rodwell, Z. Griffith, M. Urteaga, S. T. Bartsch, D. Loubychev, A. Snyder, Y. Wu, J. M. Fastenau, and W. K. Liu, *DRC2010*, pp153-154
- [2-67] M. Urteaga, M. Seo, J. Hacker, Z. Griffith, A. Young, R. Pierson, P. Rowell, A. Skalare, and M. J. W. Rodwell, *IEEE proc. CSICS, 2010*, pp.1-4.
- [2-68] N. Kashio, K. Kurishima, Y. K. Fukai, M. Ida, and S. Yamahata, *IEEE Trans. Electron Devices* **57**, 373

(2010).

- [2-69] N. Kashio, K. Kurishima, Y. K. Fukai, M. Ida, and S. Yamahata, *Jpn. J. Appl. Phys.* **49**, 04DF02 (2010).
- [2-70] R. Löfblom, R. Flückiger, Y. Zeng, O. Ostinelli, A. R. Alt, H. Benedickter, and C. R. Bolognesi, *IEEE Electron Device Lett.* **32**, 629 (2011).
- [2-71] M. Seo, M. Urteaga, J. Hacker, A. Young, Z. Griffith, V. Jain, R. Pierson, P. Rowell, A. Skalare, A. Peralta, R. Lin, D. Pukala, and Mark Rodwell, *IEEE J. Sol.-Stat. circuits* **46**, 22013(2011).
- [2-72] M. Urteaga, R. Pierson, P. Rowell, V. Jain, E. Lobisser, and M. J. W. Rodwell, *IEEE proc. Device Research Conference (DRC)*, 2011, pp. 281-282.
- [2-73] R. Flückiger, R. Löfblom, O. Ostinelli, H. Benedickter, and C. R. Bolognesi, *IEEE Electron Device Lett.* **33**, 1135 (2012).
- [2-74] T. B. Reed and M. Rodwell, *CSICS2012*, pp1-4
- [2-75] S. Daneshgar, Z. Griffith, and M. J. W. Rodwell, *IEEE Compound Semiconductor Integrated Circuits Symposium (CSICS)*, 2012, pp. 1-4.
- [2-76] M. Seo, M. Urteaga, A. Young, J. Hacker, A. Skalare, R. Lin, and M. Rodwell, *CSICS*, 2012, pp. 1-3.
- [2-77] M. Zaknounge, E. Mairiaux, Y. Roelens, N. Waldhoff, U. Rouchy, P. Frijlink, M. Rocchi, and H. Maher, *IEEE Electron Device Lett.* **33**, 1381 (2012).
- [2-78] K. Kurishima, M. Ida, N. Kashio, and Y. K. Fukai, *IEICE Trans. Electron.* **E95-C**, 1310 (2012).
- [2-79] R. Löfblom, R. Flückiger, M. Alexandrova, O. Ostinelli, and C. R. Bolognesi, *IEEE Electron Device Lett.* **34**, 984 (2013).
- [2-80] H. Xu, Eric W. Iverson, C.-C. Liao, K. Y. Cheng, and M. Feng, *IEEE Electron Device Lett.* **34**, 33 (2013).
- [2-81] T. B. Reed, Z. Griffith, P. Rowell, M. Field, and M. Rodwell, *CSICS2013*, pp. 1-4.
- [2-82] M. Seo, M. Urteaga, J. Hacker, A. Young, A. Skalare, R. Lin, and M. Rodwell, *IEEE proc. IMS 2013*, pp. 1-3.
- [2-83] R. Flückiger, R. Löfblom, M. Alexandrova, O. Ostinelli, and C. R. Bolognesi, *IEEE Electron Device Lett.* **35**, 166 (2014).
- [2-84] R. Flückiger, R. Löfblom, M. Alexandrova, O. Ostinelli, and C. R. Bolognesi, *Appl. Phys. Express* **7**, 034105 (2014).
- [2-85] H. Xu, B. Wu, E. W. Iverson, T. S. Low, and M. Feng, *IEEE Electron Device Lett.* **35**, 24 (2014).
- [2-86] N. Kashio, K. Kurishima, M. Ida, and H. Matsuzaki, *IEEE proc. International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM)*, 2014, pp. 1-2.
- [2-87] N. Kashio, K. Kurishima, M. Ida, and H. Matsuzaki, *Trans. Electron Devices* **61**, 3423 (2014).
- [2-88] R. Lai, X. B. Mei, W. R. Deal, W. Yoshida, Y. M. Kim, P. H. Liu, J. Lee, J. Uyeda, V. Radisic, M. Lange, T. Gaier, L. Samoska, and A. Fung, *proc. IEEE Proc. International Electron Device Meeting (IEDM)*, 2007, pp. 609-611.
- [2-89] N. Watanabe, S. Kumar A. K., S. Yamahata, T. Kobayashi, *J. Crystal Growth* **195**, 48 (1998).
- [2-90] Y. Oda, N. Watanabe, M. Uchida, M. Sato, H. Yokoyama, and T. Kobayashi, *J. Crystal Growth* **261**, 393 (2004).
- [2-91] B. T. McDermott, E. R. Gertner, S. Pittman, C. W. Seabury, and M. F. Chang, *IEEE Digest Device*

Research Conference (DRC), 1995, pp90 – 91.

- [2-92] B. T. McDermott, E. R. Gertner, S. Pittman, C. W. Seabury, and M. F. Chang, Appl. Phys. Lett. 68, 1386 (1996).
- [2-93] R. Bhat, W. P. Hong, C. Caneau, M. A. Koza, C. K. Nguyen, and S. Goswami, Appl. Phys. Lett. 68, 985 (1996).
- [2-94] K. C. Hwang, P. C. Chao, C. Creamer, K. B. Nichols, S. Wang, D. Tu, W. Kong, D. Dugas, and G. Patton, IEEE Electron Device Lett. 20, 551 (1999).
- [2-95] C. S. Whelan, W. E. Hoke, R. A. McTaggart, P. S. Lyman, P. F. Marsh, R. E. Leoni III, S. J. Lichwala, and T. E. Kazior, IEEE MTT-S International Microwave Symposium, Digest, pp1187-1190 (1999).
- [2-96] S. J. Jeng, B. Jagannathan, J.-S. Rieh, J. Johnson, K. T. Schonenberg, D. Greenberg, A. Stricker, H. Chen, M. Khater, D. Ahlgren, G. Freeman, Member, IEEE, K. Stein, and S. Subbanna, IEEE Electron Device Lett. 22, 542 (2001).
- [2-97] V. Kumar, W. Lu, R. Schwindt, A. Kuliev, G. Simin, J. Yang, M. Asif Khan, and Ilesanmi Adesida, IEEE Electron Device Lett. 23, 455 (2002).
- [2-98] J. -S. Rieh, B. Jagannathan, H. Chen, K. T. Schonenberg, D. Angell, A. Chinthakindi, J. Florkey, F. Golan, D. Greenberg, S. -J. Jeng, M. Khater, F. Pagette, C. Schnabel, P. Smith, A. Stricker, K. Vaed, R. Volant, D. Ahlgren, G. Freeman, K. Stein, and S. Subbanna, IEEE Proc. International Electron Device Meeting (IEDM), 2002, pp 771–774.
- [2-99] N. X. Nguyen, W.-N. Jiang, K. A. Baumann, and U. K. Mishra, Electron. Lett. 31, 586 (2002).
- [2-100] B. Jagannathan, M. Khater, F. Pagette, J.-S. Rieh, D. Angell, H. Chen, J. Florkey, F. Golan, D. R. Greenberg, R. Groves, S. J. Jeng, J. Johnson, E. Mengistu, K. T. Schonenberg, C. M. Schnabel, P. Smith, A. Stricker, D. Ahlgren, G. Freeman, K. Stein, and S. Subbanna, IEEE Electron Device Lett. 23, 258 (2002).
- [2-101] S.-W. Kim, K.-M. Lee, J.-H. Lee, and K.-S. Seo, IEEE Electron Device Lett. 26, 787 (2005).
- [2-102] M. Higashiwaki, T. Mimura, and T. Matsui, Jpn. J. Appl. Phys. 45, L1111 (2006).
- [2-103] R. Krithivasan, Y. Lu, J. D. Cressler, J.-S. Rieh, M. H. Khater, D. Ahlgren, and G. Freeman, IEEE Electron Device Lett. 27, 567 (2006).
- [2-104] M. L. Schuette, A. Ketterson, B. Song, E. Beam, T.-M. Chou, M. Pilla, H.-Q. Tserng, X. Gao, Shiping Guo, Patrick J. Fay, Huili Grace Xing, and Paul Saunier IEEE Electron Device Lett. 34, 741 (2013).
- [2-105] R. A. Camillo-Castillo, Q. Z. Liu, J. W. Adkisson, M. H. Khater, P. B. Gray, V. Jain, R. K. Leidy, J. J. Pekarik, J. P. Gambino, B. Zetterlund, C. Willets, C. Parrish, S. U. Engelmann¹, A. M. Pyzyna, P. Cheng, and D. L. Harame, IEEE BCTM, 2013, pp. 227-230.
- [2-106] P. Candra, V. Jain, P. Cheng, J. Pekarik, R. Camillo-Castillo, P. Gray, T. Kessler, J. Gambino, J. Dunn, and D. Harame, IEEE Radio Frequency Integrated Circuits Symposium (RFIC), 2013, pp381-384.
- [2-107] M. Wojtowicz, R. Lai, D. C. Streit, G. I. Ng, T. R. Block, K. L. Tan, P. H. Liu, A. K. Freudenthal, and R. M. Dia, IEEE Electron Device Lett. 15, 477 (1994).
- [2-108] Y. Yamashita, A. Endoh, M. Higashiwaki, K. Hikosaka, T. Mimura, S. Hoyamizu and T. Matsui, Jpn. J. Appl. Phys. 39, L838 (2000).

- [2-109] Y. Yamashita, A. Endoh, K. Shinohara, M. Higashiwaki, K. Hikosaka, T. Mimura, Satoshi Hiyamizu, and T. Matsui, IEEE Electron Device Lett. 22, 367 (2001).
- [2-110] K. Shinohara, Y. Yamashita, A. Endoh, K. Hikosaka, T. Matsui, T. Mimura, and S. Hiyamizu, IEEE Electron Device Lett. 22, 507 (2001).
- [2-111] A. Endoh, Y. Yamashita, K. Shinohara, M. Higashiwaki, K. Hikosaka, T. Mimura, S. Hiyamizu, and T. Matsui, Jpn. J. Appl. Phys. 41, 1094 (2002).
- [2-112] A. Endoh, Y. Yamashita, K. Shinohara, K. Hikosaka, T. Matsui, S. Hiyamizu, and T. Mimura, Jpn. J. Appl. Phys. 42, 2214 (2003).
- [2-113] K. Shinohara, Y. Yamashita, A. Endoh, I. Watanabe, K. Hikosaka, T. Matsui, T. Mimura, and S. Hiyamizu, IEEE Electron Device Lett. 25, 241 (2004).
- [2-114] X. B. Mei, W. Yoshida, W. R. Deal, P.H. Liu, J. Lee, J. Uyeda, L. Dang, J. Wang, W. Liu, D. Li, M. Barsky, Y. M. Kim, M. Lange, T. P. Chin, V. Radisic, T. Gaier, A. Fung, L. Samoska, and R. Lai, IEEE Electron Device Lett. 28, 470 (2007).
- [2-115] D.-H. Kim and J. A. del Alamo, IEEE Electron Device Lett. 29, 830 (2008).
- [2-116] A. Leuther, A. Tessmann, H. Massier, R. Losch, M. Schlechtweg, M. Mikulla, O. Ambacher, IEEE proc. International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM), 2008, pp. 1-4.
- [2-117] R. Lai, X. B. Mei, S. Sarkozy, W. Yoshida, P.H. Liu, J. Lee, M. Lange, V. Radisic, K. Leong, and W. Deal, IEEE proc. International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM), 2010, pp. 1-3.
- [2-118] X. B. Mei, V. Radisic, W. Deal, W. Yoshida, J. Lee, L. Dang, P. H. Liu, W. Liu, M. Lange, J. Zhou, IEEE proc. International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM), 2010, pp. 1-3.
- [2-119] D.-H. Kim and J. A. del Alamo, IEEE Electron Device Lett. 31, 806 (2010).
- [2-120] D.-H. Kim and J. A. del Alamo, IEEE Trans. Electron Devices 57, 1504 (2010).
- [2-121] W. R. Deal, K. Leong, V. Radisic, S. Sarkozy, B. Gorospe, J. Lee, P. H. Liu, W. Yoshida, J. Zhou, M. Lange, R. Lai, and X. B. Mei, IEEE Microwave and Wireless Components Lett. 21, 368 (2011).
- [2-122] W. Liu, "Handbook of III-V Heterojunction Bipolar Transistors", Wiley, New York (1998).
- [2-123] S.-H. Chen, K.-H. Teng, H.-Y. Chen, S.-Y. Wang, and J.-I. Chyi, IEEE Electron Device Lett. 29, 655 (2008).
- [2-124] R. Magno, J. B. Boos, P. M. Campbell, B. R. Bennett, E. R. Glaser, B. P. Tinkham, M. G. Ancona, K. D. Hobart, D. Park, and N. A. Papanicolaou, Electronics Lett. 41, 370 (2005).
- [2-125] C. Monier, A. Cavus, R. S. Sandhu, A. Oshiro, D. Li, E. Kaneshiro, D. Matheson, B. Chan, and A. Gutierrez-Aitken, CS MANTECH Conference, April 24-27, 2006, Vancouver, British Columbia, Canada, pp. 235 - 238.
- [2-126] S. Li, Y. Jin, T. Zhou, B. Zhang, Y. Ning, H. Jiang, G. Yuan, X. Zhang, and J. Yuan, J. Crystal Growth 156, 39 (1995).
- [2-127] Y. Ning, T. Zhou, B. Zhang, H. Jiang, S. Li, G. Yuan, Y. Tian, and Y. Jin, J. Crystal Growth 191, 39 (1998).
- [2-128] C. A. Wang, J. Crystal Growth 191, 631 (1998).
- [2-129] R. M. Biefeld, J. G. Cederberg, G. M. Peake, and S. R. Kurtz, J. Crystal Growth 225, 384 (2001).

- [2-130] O. Ostinelli, C. R. Bolognesi, J. Crystal Growth 311, 1508 (2009).
- [2-131] K. Tatenno and C. Amano, J. Electron. Mater. 28, 63 (1999).
- [2-132] C. R. Bolognesi, H. G. Liu, N. Tao, X. Zhang, S. Bagheri-Najimi, and S. P. Watkins, Appl. Phys. Lett. 86, 253506 (2005).
- [2-133] F. Brunner, S. Weeke, M. Zorn, and M. Weyers, J. Cryst. Growth 272, 111 (2004).
- [2-134] H. Kroemer, and G. Griffith, IEEE Electron Device Lett. 4, 20 (1983).
- [2-135] Y. Oda, H. Yokoyama, K. Kurishima, and T. Kobajyashi, Appl. Phys. Lett. 97, 023503 (2005).
- [2-136] S. W. Cho, J. H. Yun, D. H. Jun, J. I. Song, I. Adesida, N. Pan, and J. H. Jang, Solid-State Electronics 50, 902 (2006).
- [2-137] Y. P. Zeng, O. Ostinelli, H. G. Liu, and C. R. Bolognesi, Solid-State Electronics 52, 1202 (2008).
- [2-138] C. F. Lo, F. Ren, C. Y. Chang, S. J. Pearton, S.-H. Chen, C.-M. Chang, S.-Y. Wang, J.-I. Chyi, and I. I. Kravchenko, J. Vac. Sci. Technol. B 29, 031205 (2011).
- [2-139] J. Godin, M. Riet, A. Konczykowska, P. Berdager, M. Kahn, P. Bove, H. Lahreche, R. Langer, M. Lijadi, F. Pardo, N. Bardou, J-L. Pelouard, C. Maneux, M. Belhaj, B. Grandchamp, N. Labat, A. Touboul, C. Bru-Chevallier, H. Chouaib, and T. Benyattou, 13th GaAs symposium 2005, pp133-136.

第3章 実験手法・評価手法・解析手法

1. 有機金属化学気相堆積(MOCVD)^[3-1]

省エネ家電として急速に普及が進んだ LED 照明は、AlInGaP や InGaN などの III-V 族化合物半導体材料を、結晶基板上にエピタキシャル成長することにより作製され、Metalorganic chemical vapor deposition (MOCVD)法は、それら LED の量産性に優れた気相成長手法として広く用いられている。このような大量生産の発光デバイスのみならず、その高いウェハ面内均一性や界面形成制御性を生かし、各種フォトダイオードや HEMT、HBT、共鳴トンネルダイオード、半導体変調器といった、ヘテロ接合を積極的に利用する半導体光電デバイスの作製にも、MOCVD は広く利用されている。

図 3-1 に本研究で用いた MOCVD 装置の概略図を示す^[3-1]。基本構成は、原料輸送の担い手である H₂ や N₂ ライン、III 族、V 族およびドーピング原料のガスボンベや有機金属シリンダ、リアクタとそれを排気する排気ラインと真空ポンプより構成される。キャリアガスや原料ガスはマスフローコントローラ(MFC)によって供給量を制御される。また、リアクタに原料を導入した際、急激な圧力変動による乱流などを防ぐ目的で、あらかじめベントラインに設定値で原料を流しつづけ、ランラインにはそれと同流量のキャリアガスを流し、原料供給の際にベントラインとランラインを切り替える、いわゆるベント・ラン方式が一般的に採用される。リアクタ内には SiC などでもコーティングされた熱伝導のよい材料のサセプタ上に、成長するための基板が配置される。サセプタはウェハ面内に原料が均一に供給されるよう、回転機構が取り付けられている。なお、成長最中の試料の状態を確認するために、可視および赤

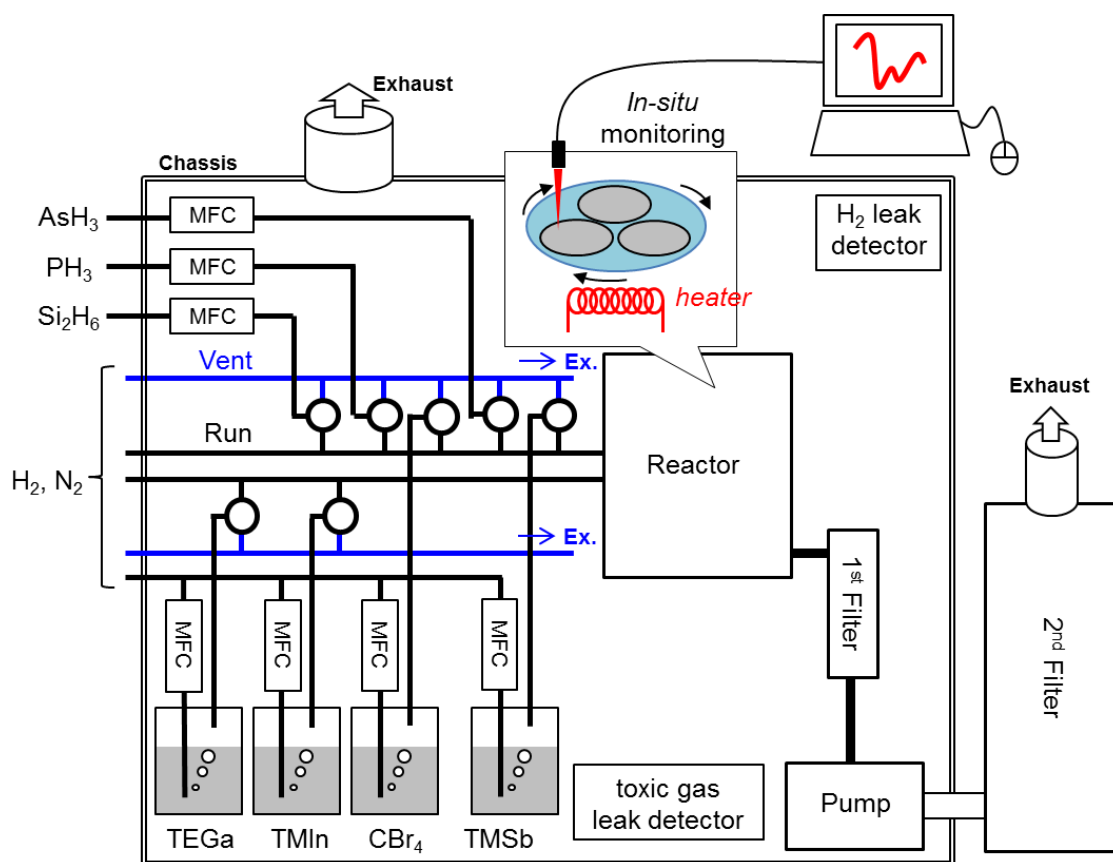


図 3-1. 有機金属化学気相堆積装置

外光による成長その場反射率測定装置も組み込まれている(本研究では使用しない)。成長に利用されないガスは真空ポンプによって排気される。このとき、いくつかの除害設備によって、無害化したうえで排気される。III-V 族化合物半導体成長に用いる原料は、 AsH_3 (TLV-TWA = 5 ppb)や PH_3 (300 ppb)、 Si_2H_6 (5 ppm)^[3-2]といった毒性の非常に高い特殊高圧ガス^[3-3]が多用されるため、全系を筐体内に封じ込め筐体排気を行うとともに、適切な検知器を筐体内・外に複数箇所配置して、漏えいの発生に備えている。また、有機金属原料が自然発火性を有しているものが多いため、適切な消化設備も備えている。

本研究では、3 インチ半絶縁(001)InP 基板を成長用基板として用い、減圧下で結晶成長を行った。III 族原料にはトリエチルガリウム(Triethylgallium, TEGa)、トリメチルインジウム(Trimethylindium, TMIIn)、V 族原料にはアルシン(Arsine, AsH_3)、ホスフィン(Phosphine, PH_3)、トリメチルアンチモン(Trimethylantimony, TMSb)、ドーピング原料にはジシラン(Disilane, Si_2H_6)、四臭化炭素(Carbontetrabromide, CBr_4)を用いた。キャリアガスには H_2 を用いた。詳細な成長条件および層構成に関しては、第 4、5、6 章の実験結果において説明する。

2. HBT 作製手法

2.1 大面積 HBT プロセス技術

本研究では、二種類の HBT 作製プロセスを適用し検討を行った。一つが大面積 HBT 作製プロセスである。エミッタ幅が数十 μm 以上に設計された大面積 HBT を、できるだけ簡略化させたプロセス工程により短い時間で作製するプロセスを構築した。このようにすることで、エピタキシャル成長の際の結晶成長条件最適化に、なるべく短い時間で反映させることをコンセプトとする。大面積 HBT にお

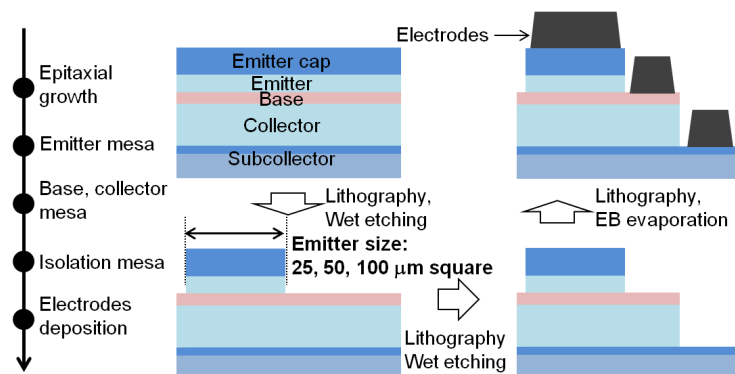


図 3-2. 大面積 HBT の作製プロセス

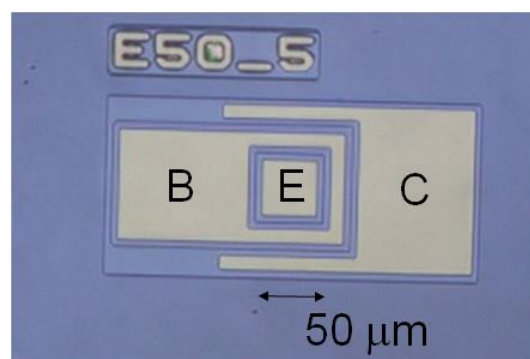


図 3-3. 大面積 HBT の光学顕微鏡像

いては、デバイスサイズが大きいために、高い電流密度では抵抗成分が顕著に見えてしまうが、低電流密度での電流利得などから、結晶品質を評価することができる。

図 3-2 に大面積 HBT 作製プロセスの工程を示す。試料のサイズ是一片数十 mm 程度の小片試料を用い、すべてのパターンニングはコンタクトリソグラフィにより作製した。パターンニング回数は、マーカパターンを含め 5 回である。また、すべてのエッチング工程は、選択性の高いウェットエッチングを用いた。InP 層のエッチングには、それぞれ塩酸とリン酸の混合溶液を用いた。同様に、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 層に対しては硫酸、過酸化水素水、水からなる溶液を、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 層に対しては、塩酸、過酸化水素水、水からなる溶液を用いた。エミッタ、ベース、コレクタ電極は、電子線蒸着により一括形成した。図 3-3 に作製した大面積 HBT の断面模式図と、光学顕微鏡写真を示す。

2.2 微細 HBT プロセス技術

また、高電流注入下での電流利得やターン・オン電圧、高周波特性などを評価する目的で、エミッタ幅を $0.5\ \mu\text{m}$ 以下にまで微細化した HBT を作製した^[3-4]。作製した HBT の断面模式図を、図 3-4 に示す。パターンニングには、*i* 線ステップを用いた。エミッタ電極には耐熱性の高い金属を用い、またエミッタメサは、エミッタ電極マスクとする自己整合プロセスにより、ドライエッチングとウェットエッチングを併用して形成した。デバイスは、ベース層表面を抵抗の高い InP で被覆することで、高い電流利得と信頼性を同時に確保すべく、レッジ構造を適用した。コレクタ層はウェットエッチングによりベース電極直下にアンダーカットが入る構造とした。

3. 評価手法

3.1 X 線回折

結晶構造の非破壊での解析手法として、X 線回折(X-ray Diffraction, XRD)が広く用いられる。図

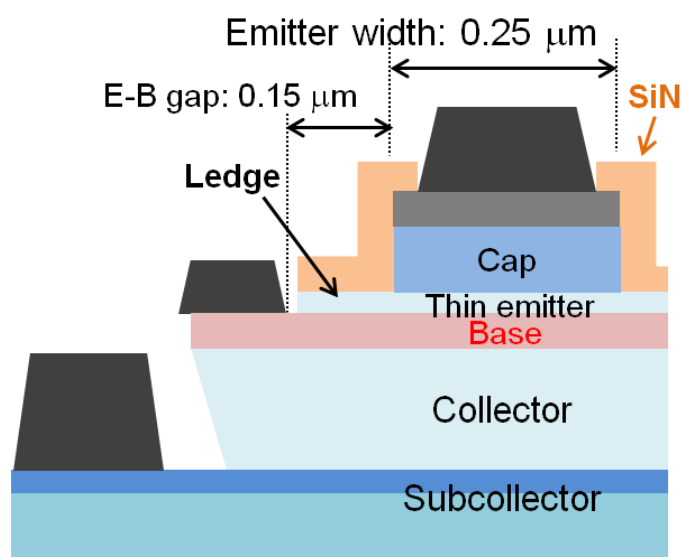


図 3-4. 微細 HBT の断面模式図

3-5 に示すような、周期構造を持つ試料に対し、金属ターゲットより発生する特性 X 線を、試料に対し角度 θ で入射する場合を考える。上下の格子面間隔を d 、特性 X 線の波長を λ とすると、Bragg 条件^[3-5] は次式で与えられる。

$$2d\sin\theta = n\lambda \quad (n = 1, 2, 3, \dots)$$

したがって、試料に対する入射角 θ および検出角 2θ を変えながら、X 線を検出しその回折強度から、格子定数や結晶構造、面方位などが同定できる。これらのパラメータは、半導体材料の歪の状態や結晶品質、また材料を構成する元素の種類(組成)を反映する。図 3-6 に示したのは、本研究で用いた XRD 測定系の模式図である。通常、入射角度 ω も自由度を持っており、上記のような測定方法を ω - 2θ 測定とよぶ。ゴニオメータは、軸合わせや試料の X 線照射位置の調整のために、xyz 軸、およびあおり角 χ 、回転角 ψ 方向にも自由度を有する。Cu の特性 X 線($\lambda = 0.154060$ nm)を X 線源とし、入射 X 線は Ge(220)結晶により単色化される。試料で反射された X 線は、再び Ge(220)結晶およびスリットを通過して、シンチレーションカウンタにより検出する。本研究では、Philips 社製(現 PANalytical 社)の高分解能 X 線回折装置を用いた。

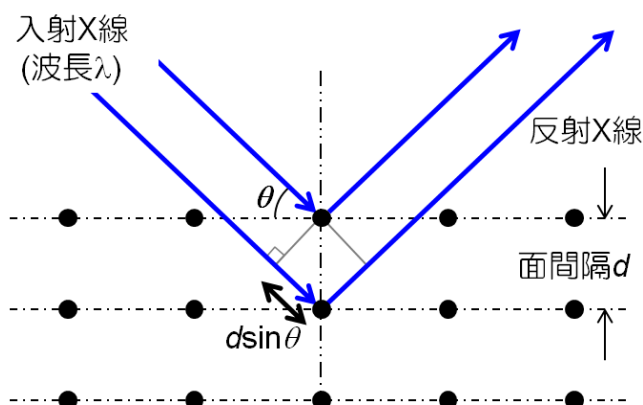


図 3-5. X 線回折の Bragg 条件

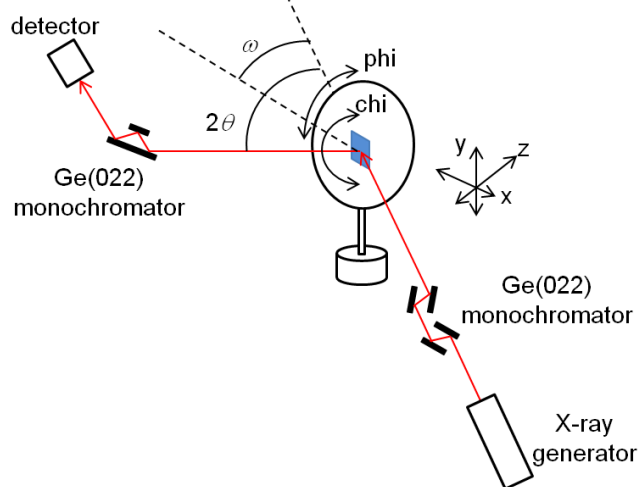


図 3-6. X 線回折装置

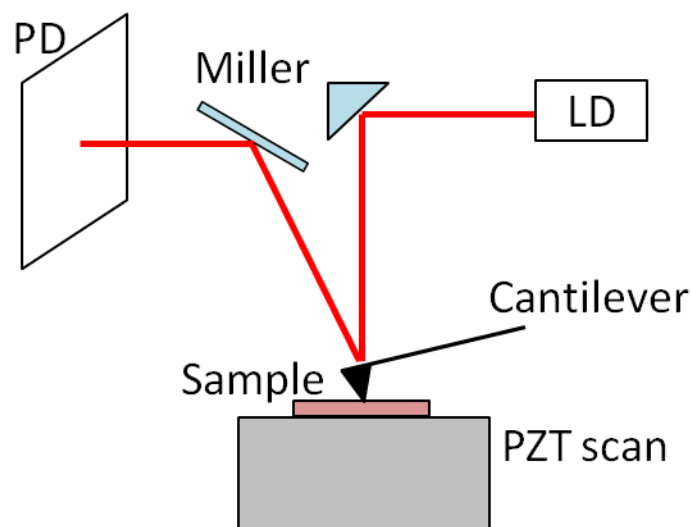


図 3-7. AFM の原理

3.2 原子間力顕微鏡観察

原子間力顕微鏡(Atomic force microscopy, AFM)とは、カンチレバーに装着した短針を、半導体などの試料の表面を走査させ、試料と探針との間に生ずる原子間力によるカンチレバーのたわみの変化を、半導体レーザとフォトダイオードによって検出し、表面状態を観測、可視化する手法である。模式図を図 3-7 に示す。STM が電子のトンネリング電流を用いて観測するのに対し、AFM は原子間力によって表面状態を観察するため、たとえば導電性のない、高抵抗な半導体や絶縁体であっても観察できる。本研究では、エス・アイ・アイナノテクノロジー社(現株式会社日立ハイテクサイエンス)製の装置を用いた。

3.3 フォトルミネッセンス

フォトルミネッセンス (Photoluminescence, PL)とは、半導体のバンドギャップよりもエネルギーの大きい光を半導体に入射し、半導体中に励起されたキャリアが、再結合課程で放出する光を観測し、半導体のバンド状態を評価する手法である。半導体中に励起されたキャリアの再結合過程は、①伝導帯の電子と価電子帯の正孔とが再結合する過程(バンド間遷移発光)、②ドナ準位やアクセプタ準位といった不純物準位を介した再結合過程、③電子と正孔のクーロン相互作用による励起子状態を介した再結合過程などがある。①の過程では、放出される光はバンドギャップに相当するエネルギーを有しており、②は不純物のエネルギーや励起子の形成エネルギーの分だけ、発光エネルギーは小さくなる。また、④非輻射再結合中心を介した再結合過程もあり、この場合発光は観測されず、励起エネルギーは熱エネルギーなどによって失われる。このように、PL によって得られるスペクトルから、半導体材料のバンド構造を反映した様々な情報が得られる。

図 3-8 に本研究で用いた PL 測定系を示した。励起光源には、Laser Quantum 社製の Nd:YAG レーザの 2 倍高調波($\lambda = 532 \text{ nm}$)を用いた。入射光をチョップパにてチョッピングし、レンズで集光したのち

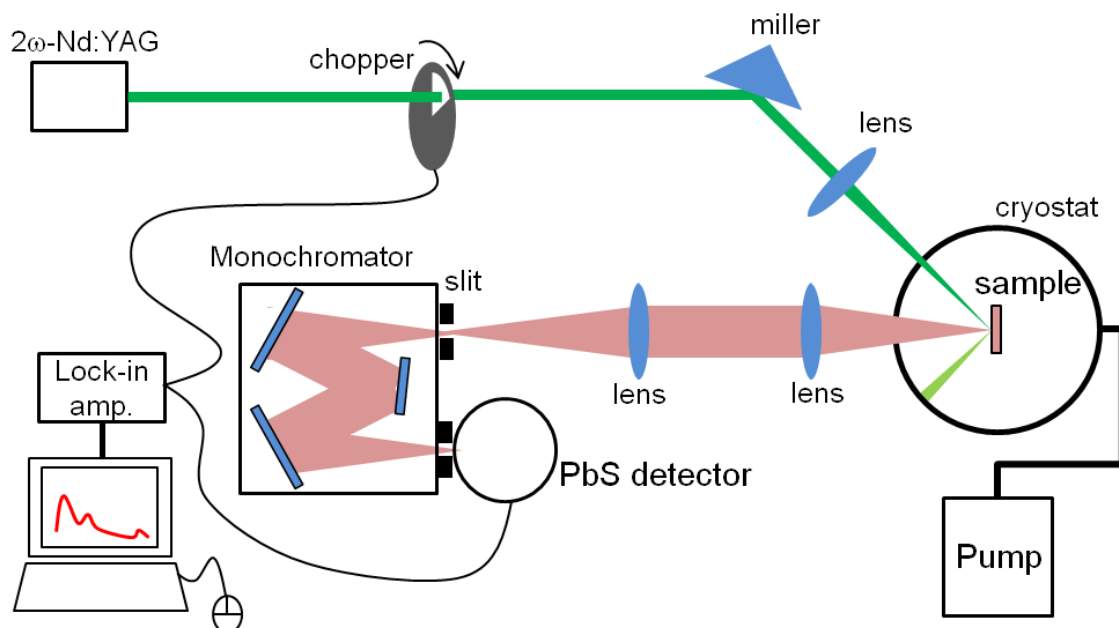


図 3-8. PL 測定装置の模式図

に半導体薄膜試料(小片、~15 mm 程度)に照射、PL 発光をレンズにより平行化したのちに、自動焦点レンズにて再び集光し分光器にて分光、ドライアイスで低温にした PbS ディテクタによってロックイン検出する。測定には、浜松ホトニクス社製のシステムを用いて自動測定を行った。試料は温度調整機能が内蔵された He 循環型クライオスタット内に固定されており、~ 6 K までの低温での測定が可能である。

3.4 ホール測定^[3-6]

半導体などの薄膜試料のキャリア移動度および濃度を、磁場を用いて測定する手法である。図 3-9 に、その原理に関する模式図を示した。端子 A-B 間に電流を流し、またそれとは垂直な方向に磁場を印加すると、ローレンツ力によりキャリアはその電荷に応じた方向に進行方向を曲げられる。これにより端子 C-D 間には、ホール起電力 V_H が生じ、そのときの電場の大きさは、 $E_y = V_H/W = R_H \cdot J_x \cdot B$ で与えられる^[3-6]。ここで、 J_x は電流密度、 R_H はホール係数である。ホール係数は $R_H = 1/qn$ で与えられ、その符号は、伝導に支配的なキャリアの電荷の符号を反映する(q は電荷であり、電子のとき $q < 0$ 、正孔のとき $q > 0$ 。 n はキャリア濃度である)。さらに伝導度 σ は、ホール移動度 μ_H を用いて $\sigma = \mu_H/|R_H|$ で与えられる。従って、磁場 B を固定し、電流 I とホール起電力 V_H を測定することで、ホール係数 R_H をもとめ、その符号や大きさから、伝導に寄与するキャリアの符号及び、ホール移動度、濃度を見積もることができる。本研究では、磁場の発生は 0.37 T の永久磁石を使用した。試料は 5 x 5 mm² 程度の長方形に劈開し、ウェットエッチングにより十字のメサを形成した。コンタクト金属には、n 型ドーピング試料では In を、p 型ドーピング試料では InZn(Zn ~ 5 %)を用い、200 °C 前後での窒素雰囲気下でのシンタリング処理を施した。

3.5 二次イオン質量分析(SIMS)^[3-7]

数 keV 程度に加速したイオンを、半導体などの固体に照射すると、そのイオンの一部は半導体表面より後方散乱され、また一部は半導体試料内部で衝突を繰り返しながらエネルギーを失う。試料はスパッタされ、中性、またはイオンの状態で放出される。この時、固体に照射したイオンを一次イオン、それによって放出されたイオンを二次イオンといい、Secondary ion mass spectroscopy(SIMS)分析とは二次イオンの質量分析を行うことで半導体試料の組成や不純物濃度を分析する手法である。一次イオンによるスパッタと、二次イオンの質量分析を繰り返しながら深さ方向のプロファイルを得ることが可能であり、破壊分析である。一次イオンのイオン種は、希ガス、酸素、セシウムなどのイオンが用いられ、用途や測定する元素に応じて使い分ける。本検討 Cs⁺を用いた。

3.6 誘導結合プラズマ原子発光分光(ICP-AES)^[3-8]

SIMS のような機器分析手法では難しい、試料の各元素の絶対量を測定する手法の一つとして、Inductively coupled plasma atomic emission spectroscopy(ICP-AES)が挙げられる。その原理図を、図 3-10 に示す^[3-8]。半導体薄膜などの試料を、ウェットエッチングなどの手法でいったん溶液試料にする。III-V 化合物半導体試料の場合、選択性の高いエッチャントを利用することができる。試料溶液を、Ar ガスを

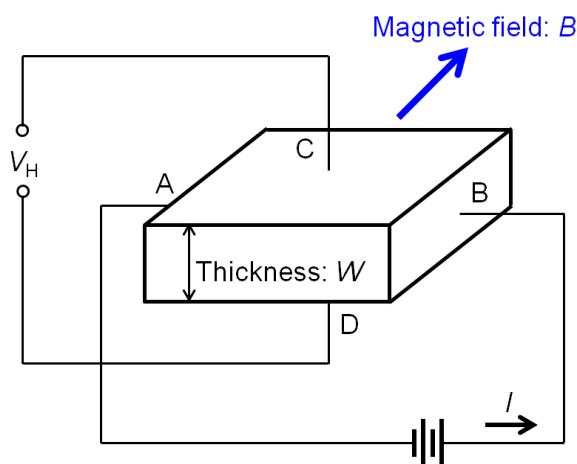


図 3-9. Hall 測定の模式図

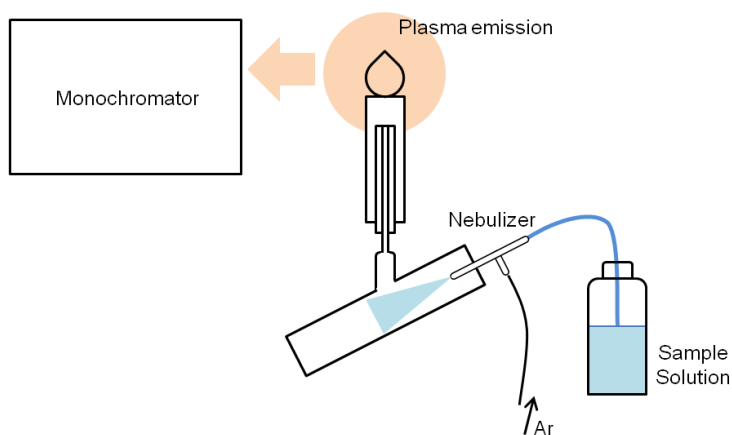


図 3-10. ICP-AES の原理

流入させながらネブライザで噴霧状にする。高電圧の印加により発生した Ar プラズマ(ICP)中で、試料の成分元素が励起される。各元素の励起状態から基底状態への遷移過程で生じる発光スペクトルは、各成分元素に対応したエネルギーを有しており、従って ICP 発光を分光して得られたスペクトルの波長や強度から、試料中の成分元素の種類や量を定量することが可能となる。ICP-AES は、使用する装置の都合でエッチング溶液の種類に注意しなければならない点を除けば、一般的な物理的手法に比べて測定信頼性が高い。また、一度に複数種類の元素の同時測定が、溶液中の濃度が ppb ~ ppm オーダであっても可能である。本検討では、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜試料の四元混晶組成の決定に、ICP-AES を使用した。~ 25 mm 四方程度大きさの薄膜試料(30 ~ 200 nm)を、クエン酸系のエッチング溶液によりエッチングした試料を用いた。

3.7 トランジスタの電気特性評価

(a) I_C - V_{CE} 特性^[3-6]

トランジスタをエミッタ接地し、ベース電流 I_B をたとえば 0、100 μA 、200 μA …といったように測定ごと徐々に増やしていき、コレクタ - エミッタ間電圧 V_{CE} に対するコレクタ電流 I_C の依存性を測定するトランジスタ評価手法である。図 3-11 の模式図を用いて典型的な測定結果を説明する。 V_{CE} の印加に対し、 I_C の振る舞いはオフセットを持っており、ある V_{CE} の点で急激に I_C が増大する。このオフセット電圧は、npn トランジスタの層構造の対称性を反映する。 I_C が一定値になるまでの立ち上がりの領域は、エミッタ層などの抵抗成分を反映しており、飽和領域と呼ばれる。 V_{CE} が十分大きくなると I_C は傾きの緩やかな活性領域になり、 I_C の値は電流利得 $\beta = I_C/I_B$ を反映する。また、 $I_B = 0 \text{ A}$ のとき、 I_C は B-C 間のリーク電流が流れる。そして、ある V_{CE} の点でアバランシェ降伏およびツェナー降伏による大電流が流れる。この時の電圧値を耐圧(Breakdown Voltage, BV_{CEO})とよび、トランジスタの安定動作範囲を示す指標となる。以上より、エミッタ接地 I_C - V_{CE} 測定の活性領域の I_B のステップに対する I_C の間隔から電流利得 β を、 $I_B = 0 \text{ A}$ のときの I_C から耐圧 BV_{CEO} を評価することができる。

(b) ガンメルプロット^[3-6]

I_C - V_{CE} 特性と同様エミッタ接地条件で、 V_{CE} をある一定値に固定し、ベース-エミッタ間電圧 V_{BE} に対する I_C と I_B の振る舞いを測定することで、トランジスタのターン・オン電圧と電流利得の評価を行うのが、ガンメルプロットである。図 3-12 に、典型的な測定結果の模式図を示した。電流利得 β は、 I_C と I_B の値の比によって見積もることができる。また、 I_C と I_B のプロファイルの傾きは、ともに理想ダイオード特性の n 値を用いて評価することができる。理想的なガンメルプロットでは、 I_C も I_B もその理想係数はほぼ 1 であるが、再結合電流などが多く、理想的でない場合は 1 よりも大きくなる。また、電流密度が高い領域では、エミッタ抵抗の成分により n は理想的でなくなる。ターン・オン電圧は、ある I_C のときの V_{BE} 電圧値として与えられる。本研究では、大面積 HBT の評価においてはコレクタ電流密度 $J_C = 1 \text{ A/cm}^2$ のときの値を用い、微細 HBT においては $J_C = 1 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ のときの値を評価に用いた。

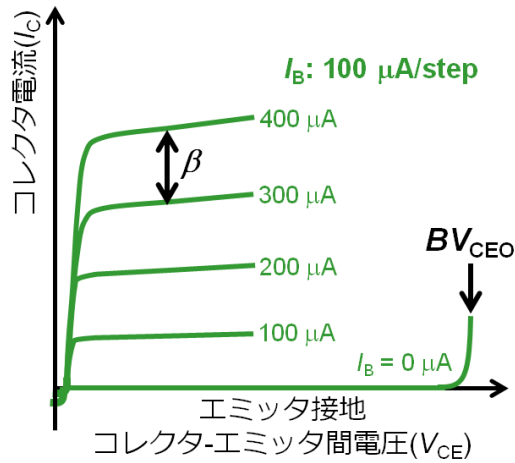


図 3-11. HBT の I_C - V_{CE} 測定

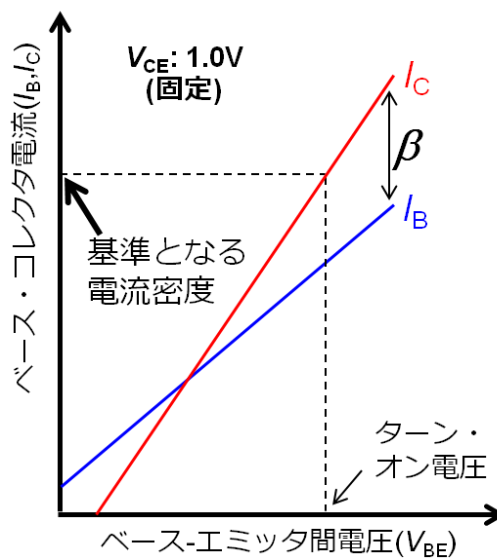


図 3-12. ガンメルプロット

(c) 伝送線路モデル測定(Transmission-line-model measurement, TLM 法)^[3-7]

伝送線路モデルに基づく、主として半導体試料のシート抵抗とコンタクト抵抗の測定方法である。図 3-13(a)に本検討で用いた TLM 測定の模式図を示した。半導体層の長尺方向に長さ d 、間隔 l_1, l_2, l_3, \dots で、幅 w の電極 1, 2, 3...を配置する。このとき、電極 1-2 間、2-3 間...の I - V 測定を行い、その傾きから抵抗を算出する(この時、 I - V 特性がオーミック特性を示しているか注意する必要がある)。2つの電極間の抵抗は、金属と半導体のコンタクト抵抗と、半導体バルク層の抵抗を反映する。この時、図 3-13(b)のように、 I - V 測定によって求めた抵抗値を、電極間の間隔に対してプロットすると、その関係は次式のような直線関係であらわされる。

$$R = l \cdot R_{b,sh} / W + 2R_C$$

したがって図 3-13(b)のプロットの傾きから半導体層のシート抵抗を、 $l=0$ の切片からコンタクト抵抗を見積もることができる。本検討では、電流経路の面内方向の広がりになるべく小さくするために、 w は d に対して長めに設定し($w \sim 190 \mu\text{m}$, $d \sim 100 \mu\text{m}$)、かつ半導体層はウェットエッチングによりメサを形成し、電極端とメサ端との距離を小さくした($\sim 5 \mu\text{m}$)。

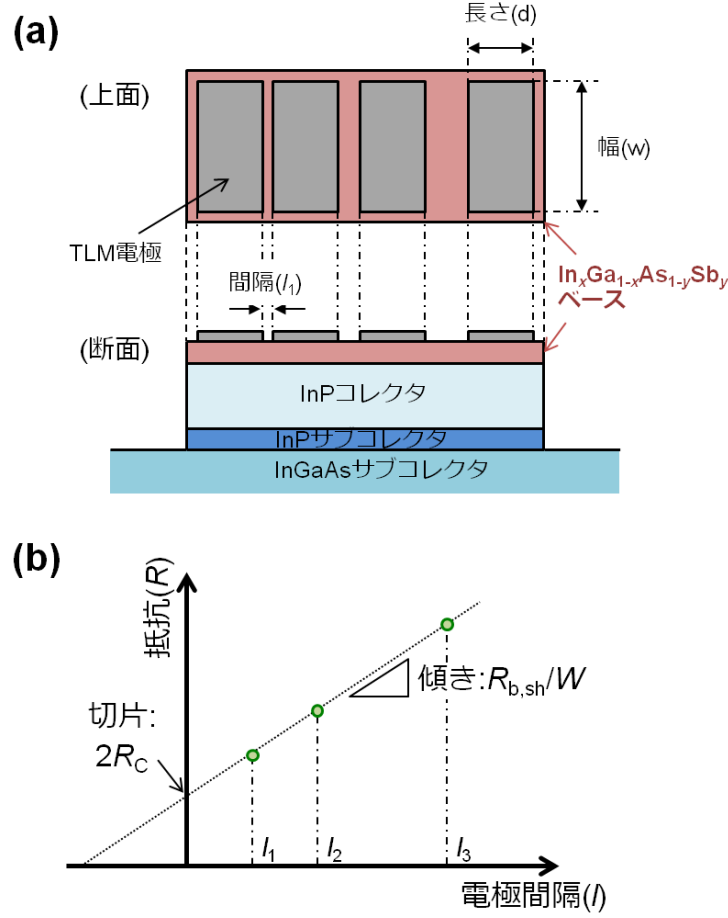


図 3-13. TLM 法

(d) 小信号測定^[3-9]

図 3-14(a)に示したような二端子回路または素子に対して、端子対 1、2 を流れる電流を I_1 、 I_2 、それぞれの電位を V_1 、 V_2 とすると、二端子の Z 、 Y 、 H パラメータは以下のように表現される。

$$\begin{pmatrix} V_1 \\ V_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} Z_{11} & Z_{12} \\ Z_{21} & Z_{22} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} I_1 \\ I_2 \end{pmatrix}$$

$$\begin{pmatrix} I_1 \\ I_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} Y_{11} & Y_{12} \\ Y_{21} & Y_{22} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} V_1 \\ V_2 \end{pmatrix}$$

$$\begin{pmatrix} V_1 \\ I_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} h_{11} & h_{12} \\ h_{21} & h_{22} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} I_1 \\ V_2 \end{pmatrix}$$

従って DC 測定においては、電圧や電流の直接測定によって、たとえば電流利得である h_{21} の測定が可能である。しかし、高周波帯域になると、電流・電圧の直接測定が、伝送線路のインピーダンスの影響などにより困難となる。そこで、これらを可能にするために導入されるのが S パラメータである。図 3-14(b)に示すような、特性インピーダンス Z_0 を持つ伝送線路に接続された二端子素子に対し、 E_{i1} および E_{i2} を端子対 1 および 2 への入射波、 E_{r1} および E_{r2} を端子対 1 および 2 への反射波とする。この時、 V や I と E の関係は次のとおりである。

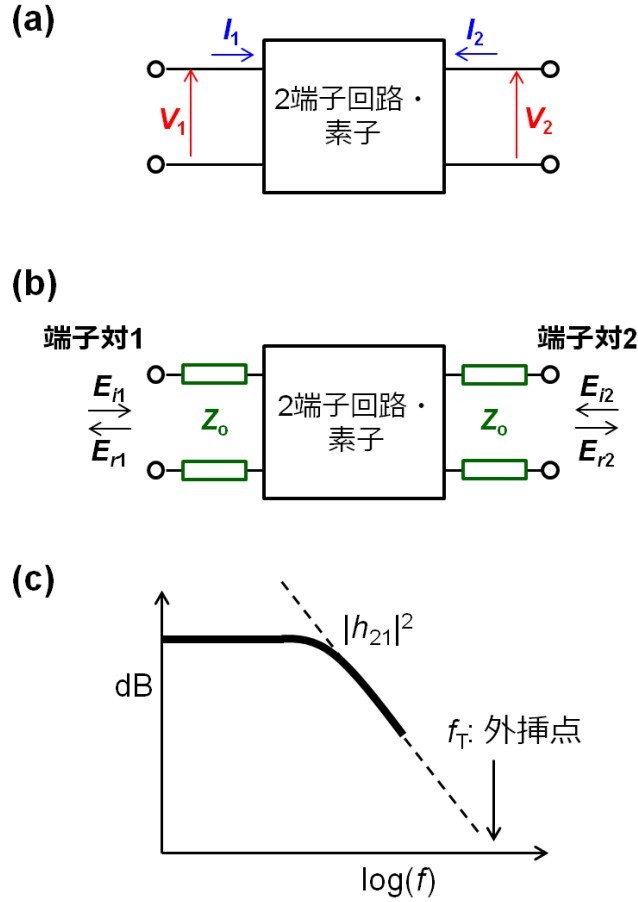


図 3-14. HBT の小信号測定

$$V_1 = E_{i1} + E_{r1}, I_1 = (E_{i1} - E_{r1})/Z_0$$

$$V_2 = E_{i2} + E_{r2}, I_2 = (E_{i2} - E_{r2})/Z_0$$

ここで、伝送線路の特性インピーダンス Z_0 を加味した a および b を使い、 S パラメータを以下のように記述することができる。

$$\begin{pmatrix} b_1 \\ b_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} \\ S_{21} & S_{22} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} a_1 \\ a_2 \end{pmatrix}$$

$$\text{ただし、 } a_1 = \frac{E_{i1}}{\sqrt{Z_0}}, a_2 = \frac{E_{i2}}{\sqrt{Z_0}}, b_1 = \frac{E_{r1}}{\sqrt{Z_0}}, b_2 = \frac{E_{r2}}{\sqrt{Z_0}}$$

電流利得遮断周波数(f_T)

小信号電流利得 h_{21} は、端子対 2 を短絡($V_2 = 0$ V)させたときの、 I_2 と I_1 の比の絶対値として表現される。

$$h_{21} = \left| \frac{I_2}{I_1} \right|_{V_2=0}$$

しかし高周波測定においては、 V_2 の短絡線路が誘導性を帯びるため直接測定は不可である。ここで S パラメータを用いて H パラメータを表現することで、 h_{21} の測定が可能となる。 S パラメータを用いて表現される h_{21} は以下のとおりである。

$$h_{21} = \frac{-2S_{21}}{(1 - S_{11})(1 + S_{22}) + S_{12}S_{21}}$$

電流利得遮断周波数(f_T)は、 $G = 10\log|h_{21}|^2$ が 0 dB になるときの周波数として定義される。図 3-14(c)に示すのは、 f_T の高周波測定の様式図である。 h_{21} の高周波領域の値を参考にして外挿線を引き、0 dB のときの周波数として定義する。

最大発振周波数(f_{max})

小信号電力利得の測定には、入力側の信号発信源のインピーダンスと、出力側の不可のインピーダンスの影響が現れるため、これらに影響されない素子固有の電力利得が定義される必要がある。最大有能電力利得(Maximum Available Gain, MAG)とは、入出力段のインピーダンス整合も考慮した時の電力利得であり、以下のように表現される。

$$MAG = \left| \frac{S_{21}}{S_{12}} \right| (K - \sqrt{K^2 - 1})$$

$$\text{ただし、} K = \frac{1 - |S_{11}|^2 - |S_{22}|^2 + |\Delta|^2}{2|S_{12}S_{21}|}, \Delta = S_{11}S_{22} - S_{12}S_{21}$$

ここで K は安定係数と呼ばれ、 $K > 0$ かつ $|\Delta| < 1$ が素子の絶対安定条件である。通常の測定においては、 $K < 0$ となることもあり、この場合 MAG は複素数となるために定義されない。代わりに、最大安定電力利得(Maximum Stable Gain, MSG)を用いる。

$$MSG = \left| \frac{S_{21}}{S_{12}} \right|$$

また、無損失で相反的な帰還回路を付加して単方向化したデバイスから得られる電力利得を、最大単方向電力利得(Maximum Unilateral Gain, U)とよび、以下の式で定義される。

$$U = \frac{\left| \frac{S_{21}}{S_{12}} - 1 \right|^2}{2K \left| \frac{S_{21}}{S_{12}} \right| - 2\operatorname{Re} \left(\frac{S_{21}}{S_{12}} \right)}$$

U は入出力インピーダンス整合などの条件を加味しない、素子固有の電力利得である。最大発振周波数 f_{max} は、 U が 1 になるときの周波数として定義される。

4. 結晶成長の熱力学解析^[3-1]

四元混晶 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の混晶組成を理論的に検証するために、熱力学的計算手法を用いた。III-V 化合物半導体に関する詳細については、既に多くの報告がなされており^{[3-1][3-10][3-11][3-12][3-13][3-14]}、本節ではその手法に関する理論的・概念的な点に関して述べる。

気相成長では、高品質な結晶が得られる物質輸送律速領域で成長が行われる。図 3-15 に物質輸送モデルを示す^[3-1]。原料成分は、バルク流として成長部に輸送、基板表面の境界層を通じて供給され、気相 - 固相界面で成長が行われる。この時、物質輸送律速のため、反応速度は十分早くこれらを考慮する必要はない。成長成分のバルク流での分圧(すなわち供給分圧)を P_i^0 、気相 - 固相界面での化学平衡の状態にある気相の分圧を P_i^{eq} とすると、この領域での成長速度は次式であらわされる。

$$G = K_g(P_i^0 - P_i^{eq}) = K_g \Delta P_i$$

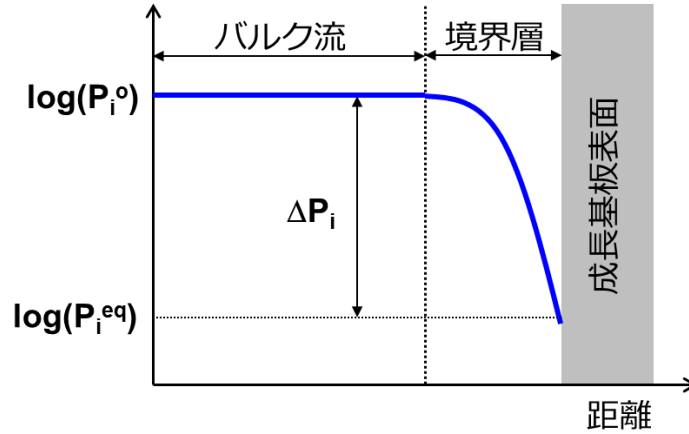


図 3-15. MOCVD 成長の物質輸送モデル

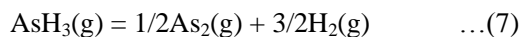
K_g は物質移動係数を示し、 ΔP_i は供給分圧と成長成分の分圧差であり、成長の駆動力(Driving force)の大きさを表す(『分圧』という表現になじみがなければ、『濃度』と置き換えればいくらかわかりやすい)。したがって、気相部に供給されるだろう分子種と化学反応をいくつか想定し、それらについてのある成長温度での(圧)平衡定数を用いて定式化し、また適切で無理のない初期条件、境界条件のもと、連立方程式を解き、それぞれの分子の平衡分圧を求めることで、成長の駆動力を見積もることができる。

混晶材料の成長の場合、たとえば III-III'-V 族においては、III-V と III'-V の二種類の化合物の各々の過飽和度すなわち ΔP_{III-V} および $\Delta P_{III'-V}$ より組成を求めることができる。気相成長は高温で希薄な環境で同じような分子が用いられるため、各々の成分に関する K_g は大きな差はないと考えることができ、混相組成 x は次のように見積もることができる。

$$x \sim \Delta P_{III-V} / (\Delta P_{III-V} + \Delta P_{III'-V})$$

本検討で用いる四元混晶について具体的に考える。キャリアガスには H_2 を用い、Sb を有機金属(TMSb)で供給する場合、混晶成長の際に気相中に存在すると考えられる物質は、In、Ga、 As_2 、 As_4 、 AsH_3 、 Sb_2 、 Sb_4 、 H_2 、 CH_4 、 C_2H_6 などがある。想定する物質が多ければ多いほど、計算はより実験結果を再現できると考えられるが、マイナな物質ほどその化学反応の熱力学データがほとんど得られないことが多く、また想定する反応式が増えた分だけ計算量が膨大になりやすい。従って、組成などを決定する主要な化学反応のみを効率的に選び出すことが重要である。

$In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y$ 四元混晶の MOCVD 成長においては、もっとも基本的には、反応部での化学反応として次の 7 式を用いることができる。



式 1) - 4) は、各二元系の成長反応、式 5)、6) は V 族の二量体と四量体の反応、7) は AsH_3 の分解

式である。各分子種の分圧をそれぞれ P_i ($i = \text{Ga, In}\cdots$)と表現すれば、これらの式の圧平衡定数を用いた平衡関係は次のようである。

$$K_1 = a_{\text{GaAs}}/P_{\text{Ga}}P_{\text{As4}}^{1/4} \quad \dots(1)'$$

$$K_2 = a_{\text{InAs}}/P_{\text{In}}P_{\text{As4}}^{1/4} \quad \dots(2)'$$

$$K_3 = a_{\text{GaSb}}/P_{\text{Ga}}P_{\text{Sb4}}^{1/4} \quad \dots(3)'$$

$$K_4 = a_{\text{InSb}}/P_{\text{In}}P_{\text{Sb4}}^{1/4} \quad \dots(4)'$$

$$K_5 = P_{\text{As2}}^2 / P_{\text{As4}} \quad \dots(5)'$$

$$K_6 = P_{\text{Sb2}}^2 / P_{\text{Sb4}} \quad \dots(6)'$$

$$K_7 = P_{\text{As2}}^{1/2} P_{\text{H2}}^{3/2} / P_{\text{AsH3}} \quad \dots(7)'$$

ここで $a_{\text{III-V}}$ は四元混晶中での各二元化合物成分の活量(活動量)である。この活動量は、各二元化合物のモル分率 $X_{\text{GaAs}}, X_{\text{InAs}}, X_{\text{GaSb}}, X_{\text{InSb}}$ と、活動度係数 $\gamma_{\text{GaAs}}, \gamma_{\text{InAs}}, \gamma_{\text{GaSb}}, \gamma_{\text{InSb}}$ と、次のような関係にある。

$$a_{\text{GaAs}} = \gamma_{\text{GaAs}} X_{\text{GaAs}}, \quad a_{\text{InAs}} = \gamma_{\text{InAs}} X_{\text{InAs}},$$

$$a_{\text{GaSb}} = \gamma_{\text{GaSb}} X_{\text{GaSb}}, \quad a_{\text{InSb}} = \gamma_{\text{InSb}} X_{\text{InSb}}.$$

ここでいう各二元化合物のモル分率と、いわゆる固相 **In** 組成 x , 固相 **Sb** 組成 y とは、次のような関係にある。

$$x = X_{\text{InAs}} + X_{\text{InSb}}, \quad 1-x = X_{\text{GaAs}} + X_{\text{GaSb}},$$

$$y = X_{\text{GaSb}} + X_{\text{InSb}}, \quad 1-y = X_{\text{GaAs}} + X_{\text{InAs}},$$

これらの式は自由度がひとつ残っているので、 x, y を指定しても各二元化合物のモル分率は求めることはできない。そこで、式 1)~4)'を用いて、次のような関係式を作り、これを満たすように二元化合物のモル分率を決定すればよい。

$$(K_1 K_4)/(K_2 K_3) = (a_{\text{GaAs}} a_{\text{InSb}})/(a_{\text{GaSb}} a_{\text{InAs}}) = \text{const.}$$

次に、活動度係数 γ について考える。活動度係数 γ は、様々な表現方法があげられるが、もっともポピュラーには DLP(Delta lattice parameter)モデル^{[3-14][3-15][3-16]}によって次のような式で記述される。これは、III-V 族化合物半導体は閃亜鉛鉱構造をとるが、その面心立方格子の各副格子上での原子の配列が完全に無秩序であることを仮定して得られたものである。

$$RT \ln(\gamma_{\text{GaAs}}) = 2.5K LC_o^{-3.5} [(x)\Delta LC_{\text{III}} + (y)\Delta LC_{\text{V}}] + K(LC_{\text{GaAs}}^{-3.5} - LC_o^{-2.5})$$

$$RT \ln(\gamma_{\text{InAs}}) = 2.5K LC_o^{-3.5} [(-1+x)\Delta LC_{\text{III}} + (y)\Delta LC_{\text{V}}] + K(LC_{\text{InAs}}^{-3.5} - LC_o^{-2.5})$$

$$RT \ln(\gamma_{\text{GaSb}}) = 2.5K LC_o^{-3.5} [(x)\Delta LC_{\text{III}} + (-1+y)\Delta LC_{\text{V}}] + K(LC_{\text{GaSb}}^{-3.5} - LC_o^{-2.5})$$

$$RT \ln(\gamma_{\text{InSb}}) = 2.5K LC_o^{-3.5} [(-1+x)\Delta LC_{\text{III}} + (-1+y)\Delta LC_{\text{V}}] + K(LC_{\text{InSb}}^{-3.5} - LC_o^{-2.5})$$

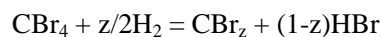
ここで、 R は気体定数、 T は温度(成長温度)、 $LC_{\text{III-V}}$ は各二元化合物の格子定数、 K は定数で $1.27 \times 10^7 \text{ cal} \cdot \text{mol}^{-1} \text{Å}^{2.5}$ 、 LC_o はある x, y における平均の格子定数(ベガード則に基づく)、 ΔLC_{III} および ΔLC_{V} は III 族および V 族の格子定数差であり、次の式で表わされる。

$$LC_o = (1-x)(1-y)LC_{\text{GaAs}} + x(1-y)LC_{\text{InAs}} + (1-x)yLC_{\text{GaSb}} + xyLC_{\text{InSb}}$$

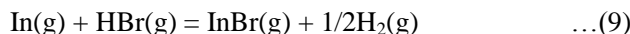
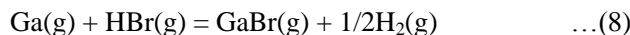
$$\Delta LC_{\text{III}} = 1/2[(-LC_{\text{GaAs}} + LC_{\text{InAs}}) + (-LC_{\text{GaSb}} + LC_{\text{InSb}})]$$

$$\Delta LC_{\text{V}} = 1/2[(-LC_{\text{GaAs}} + LC_{\text{GaSb}}) + (-LC_{\text{InAs}} + LC_{\text{InSb}})]$$

さらに、 CBr_4 による C ドープを考える。 CBr_4 は次のような分解反応により、 CBr_z ($z = 0, 1, 2, 3$) と HBr を生成する^[3-17]。



このような分解反応により生成された HBr が、気相部の In、Ga と反応する。そこで、新たに分子種 HBr、InBr、GaBr の 3 種類を想定し、その時の反応式および平衡定数は次のようである。



$$K_8 = P_{\text{GaBr}} P_{\text{H}_2}^{1/2} / P_{\text{Ga}} P_{\text{HBr}} \quad \dots(8)'$$

$$K_9 = P_{\text{InBr}} P_{\text{H}_2}^{1/2} / P_{\text{In}} P_{\text{HBr}} \quad \dots(9)'$$

次に計算するうえで必要な境界条件、初期条件について述べる。供給分圧と気相部の分圧の差が、いわゆる結晶成長の駆動力に相当し、すなわち固相に取り込まれる各元素の量である。たとえば、Ga については、 $P_{\text{Ga}}^0 - P_{\text{Ga}} - P_{\text{GaBr}}$ である。III-V 族化合物半導体は、III 族と V 族が同じモル濃度だけ取り込まなければならないので、ストイキオメトリ条件として次のような境界条件が成り立つ。

$$P_3^0 - P_3 = P_5^0 - P_5$$

すなわち、

$$\begin{aligned} & (P_{\text{Ga}}^0 + P_{\text{In}}^0) - (P_{\text{Ga}} + P_{\text{In}}) - (P_{\text{GaBr}} + P_{\text{InBr}}) \\ &= (P_{\text{As}}^0 + P_{\text{Sb}}^0) - (2P_{\text{As}_2} + 4P_{\text{As}_4} + P_{\text{AsH}_3} + 2P_{\text{Sb}_2} + 4P_{\text{Sb}_4}) \quad \dots(10) \end{aligned}$$

また、いまの議論の延長から、III 族について固相 In 組成を x 、V 族について固相 Sb 組成を y とすれば、以下のような式である。

$$\begin{aligned} x &= (P_{\text{In}}^0 - P_{\text{In}} - P_{\text{InBr}}) / [(P_{\text{In}}^0 - P_{\text{In}} - P_{\text{InBr}}) + (P_{\text{Ga}}^0 - P_{\text{Ga}} - P_{\text{GaBr}})] \\ y &= (P_{\text{Sb}}^0 - 2P_{\text{Sb}_2} - 4P_{\text{Sb}_4}) / [(P_{\text{Sb}}^0 - 2P_{\text{Sb}_2} - 4P_{\text{Sb}_4}) + (P_{\text{As}}^0 - 2P_{\text{As}_2} - 4P_{\text{As}_4} - P_{\text{AsH}_3})] \end{aligned}$$

MOCVD は一般に気相部の圧力を一定(常圧や減圧)として結晶成長を行うので、リアクタ内の設定圧力を P_{total} で表現すれば、次のような式で表現できる。

$$\begin{aligned} P_{\text{total}} &= 0.1 \text{ (atm)} \\ &= P_{\text{Ga}} + P_{\text{As}_2} + P_{\text{As}_4} + P_{\text{AsH}_3} + P_{\text{Sb}_2} + P_{\text{Sb}_4} + P_{\text{H}_2} + P_{\text{CH}_4} + P_{\text{C}_2\text{H}_6} \quad \dots(11) \end{aligned}$$

C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ については、 CBr_4 の分解過程によって Br が生じるが、InBr や GaBr は揮発性物質であるため固相には取り込まれない。従って、気相に存在する Br のモル濃度は、原料供給部と界面近傍部では保存されなければならない。すなわち、次のような条件を満たすよう、HBr、InBr、GaBr の分圧が決定される。

$$4P_{\text{CBr}_4}^0 = P_{\text{HBr}} + P_{\text{InBr}} + P_{\text{GaBr}} \quad \dots(12)$$

最後に、TEGa, TMIn, TMSb の分解によって生じるメチル基、エチル基について、分解反応が完全であることを仮定すると、次の式が得られる。

$$P_{\text{CH}_4} = 3P_{\text{Sb}}^0 + 3P_{\text{In}}^0 \quad \dots(13)$$

$$P_{\text{C}_2\text{H}_6} = 3P_{\text{Ga}}^0 \quad \dots(14)$$

次に計算手順について考える。上の式を見てみると、活量 a は固相組成が既知でなければ計算できない。しかし a が分からなければ平衡分圧が求められないので固相組成が計算できない。従って全体の計算では、固相組成 x 、 y を仮定し a を計算、平衡分圧を算出しそこから計算される固相組成と、最初に仮定した固相組成との差を小さくするよう再び計算を繰り返す、という流れになる。

計算フローは、参考文献[3-10][3-11][3-12]に従った。また本検討に用いた各種のパラメータ(平衡定数 K)は、参考文献[3-10][3-11][3-12][3-15][3-18][3-19]より抽出した。

参考文献

- [3-1] 結晶工学スクールテキスト(第 10 版), “結晶工学の基礎”, 社団法人応用物理学会(2010/7/20).
- [3-2] 米国産業衛生専門家会議(American Conference of Governmental Industrial Hygienists, ACGIH)が定める許容濃度。時間荷重平均許容限界値(Threshold Limit Value-Time-Weighted Average, TLV-TWA)とは、一日 8 時間、あるいは週 40 時間の暴露によって健康被害が引き起こされない最大許容濃度であり、 AsH_3 に関しては、近年その危険性が再認識される形で、 $\text{TLV-TWA} = 0.005 \text{ ppm}$ (5 ppb) とされた。
- [3-3] 一般高圧ガス保安規則第二条三項。高圧ガス保安法で定められた特定高圧ガスのうち、その貯蔵量の有無に関係なく、消費(使用)するのに都道府県関係部署に許可が必要であると定められたガスを、特殊高圧ガスという。アルシン、ジシラン、ジボラン、セレン化水素、ホスフィン、モノゲルマン、モノシランの 7 種があり、いずれも有毒ガスである。
- [3-4] N. Kashio, K. Kurishima, Y. K. Fukai, M. Ida, and S. Yamahata, IEEE Trans. Electron Devices 57, 373 (2010).
- [3-5] B. E. Warren, “X-ray Diffraction”, Dover Publications, New York (1990).
- [3-6] S. M. Sze, “Physics of Semiconductor Devices 2nd Ed.” Wiley Interscience publication, New York, 1998.
- [3-7] 河東田隆 著, “集積回路プロセス技術シリーズ 半導体評価技術”, 産業図書株式会社 (1989).
- [3-8] NTT アドバンステクノロジー株式会社ホームページ、先端技術商品紹介サイト、http://keytech.ntt-at.co.jp/material.prd_3003.html
- [3-9] 大橋弘道、葛原正明 編著、半導体デバイスシリーズ④ パワーデバイス、丸善出版 (2011 年).
- [3-10] A. Koukitsu, and H. Seki, J. Cryst. Growth 49, 325 (1980).
- [3-11] H. Seki, A. Koukitsu, J. Cryst. Growth 74, 172 (1986).
- [3-12] H. Seki, A. Koukitsu, J. Cryst. Growth 98, 118 (1989).
- [3-13] G. B. Stringfellow, “Organometallic Vapor-Phase Epitaxy 2nd ed.”, Academic Press, San Diego (1999).
- [3-14] 永井治男、安達定雄、福井孝志：フォトニクスシリーズ III-V 族半導体混晶(コロナ社)
- [3-15] K. Tatenno, and C. Amano, J. Electron. Mater. 28 (1999) 63.
- [3-16] G. B. Stringfellow, J. Cryst. Growth. 27, 21 (1974).
- [3-17] Y. Oda, N. Watanabe, H. Yokoyama, and T. Kobayashi, Appl. Surf. Sci. 216, 532 (2003).
- [3-18] T. Kiyosawa, K. Masumoto, and S. Isomura, J. Cryst. Growth 30, 317 (1975).
- [3-19] D.R. Stull and H. Prophet, JANAF Thermochemical Tables, 2nd Ed., Natl. Std. Ref. Data Ser., 37 (Washington, D.C.: Natl. Bur. Std., 1971).

第4章 InP/GaAs_{1-y}Sb_y系 DHBT の高電流利得化

1. GaAs スペーサ層のコンセプト

本章では InP/GaAs_{1-y}Sb_y系 HBT の高電流利得化に関する検討について述べる。第二章で議論したよう、InP/GaAs_{1-y}Sb_y系 DHBT においては、InP/GaAs_{1-y}Sb_yヘテロ構造が Type-II バンドラインナップを有する故、高い遮断周波数と耐圧の両立が可能である反面、エミッタ-ベース接合における再結合電流が大きくなる傾向にあり、その結果として高電流利得化が困難であるという課題があった。電流利得を制限する要因としては、GaAs_{1-y}Sb_yベース層の結晶品質、エミッタ-ベース(E-B)界面の再結合中心、および Type-II バンド構造による電子蓄積効果の影響が挙げられた。これまでにこのような課題を解決し高電流利得化すべく、InP/GaAs_{1-y}Sb_y界面形成時における AsH₃ パージによる界面近傍の As リッチ化^[4-1]、ワイドバンドギャップエミッタ^{[4-2]~[4-4]}や As リッチ GaAs_{1-y}Sb_yベース^[4-5]の適用による伝導帯オフセット(ΔE_C)の低減(または完全な消滅)などが報告されている。前者については、それぞれの成長装置において最適パージ条件が異なるために、装置ごとや Run to Run での最適化が必ず必要になる。後者については、InP よりもワイドバンドギャップな材料である InAlAs、InGaP、InAlP などがエミッタとして用いられるが、三元以上の混晶材料であるために、界面形成に関しては難化する傾向にある。いずれの手法においても、最適化がうまくなされないと、場合によっては電流利得を逆に低下させてしまう可能性もある。

以上から、電流利得の向上を目的とした界面形成に関しては、次のような観点が重要視される。

- ① 簡便であること。制御すべきパラメータができるだけ少ないことが望ましい。
- ② Type-II DHBT の特徴を損なわないこと。さらに、従来の高電流利得化手法であるワイドギャップエミッタや As リッチ GaAs_{1-y}Sb_yベース適用との併用が可能であることが望ましい。

本研究ではこのような背景のもと、InP/GaAs_{1-y}Sb_y系 HBT の界面形成の課題を解決し電流利得向上が期待できる、GaAs スペーサ層を用いた新たな結晶成長形成方法について提案する。図 4-1 に示したのは、今回提案する GaAs スペーサを挿入する構造を形成するための原料供給シーケンスである。InP コレクタまでの層を成長したのちに、PH₃のみを供給したまま、GaAs_{1-y}Sb_yの成長温度まで降温し安

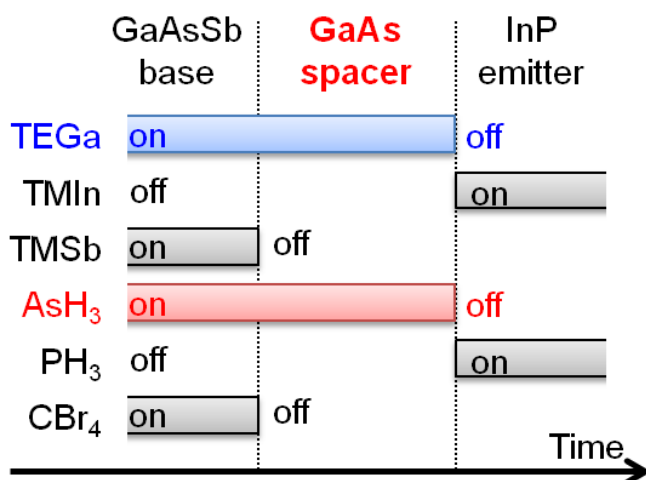


図 4-1. GaAs スペーサ挿入時の供給シーケンス

定化させる。その後、C ドープ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース層を、 PH_3 の供給を中断し TEGa 、 TMIIn 、 TMSb 、 AsH_3 、 CBr_4 を供給することにより成長する。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース層の形成の後、 GaAs スペーサ層は、単純に TMSb と CBr_4 の供給を停止することにより、成長中断を導入することなく形成される。この極めてシンプルな界面形成シーケンスによって、煩雑な成長条件の最適化過程を経ずとも、 InP 中への Sb の混入の抑制が期待できる。その後、 PH_3 、 TMIIn 、 Si_2H_6 の供給により、 InP エミッタ層を形成する。

この GaAs スペーサ層を導入することのもう一つの利点は、そのバンド構造にある。 GaAs スペーサ層を有する DHBT のバンド構造の模式図を図 4-2 に示した。無歪バルク GaAs の格子定数は InP よりも小さいため、歪緩和が起こっていない擬似格子整合の状態では、 GaAs スペーサ層は面内に引張歪を受ける。閃亜鉛鉱構造の化合物半導体は、二軸性の面内引張歪を受けた時、そのバンドギャップが無歪の状態よりも小さくなる。このため、 $(001)\text{InP}$ に擬似格子整合する GaAs スペーサ層のバンドギャップは、およそ 1.0 eV という、無歪状態のバンドギャップ (1.434 eV) に比べて小さい値をとる^[4-1]。これは、 InP (1.35 eV) および InP と格子整合する $\text{GaAs}_{0.51}\text{Sb}_{0.49}$ ($0.72 - 0.74 \text{ eV}$) との中間程度のバンドギャップに相当する。また、歪 GaAs の方が InP よりも伝導帯端のエネルギーが高い^{[4-1][4-7]}。従って、 $\text{InP}/$ 歪 GaAs ヘテロ接合のバンドラインナップもまた、タイプ II 構造である。この事実は、 InP エミッタ/ GaAs スペーサ/ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースというバンド構造は、 GaAs スペーサ層が伝導帯ポテンシャルドロップ等を形成することなく、電子に対してベース層からの空間的な距離を保つことができる。これにより、Type-II DHBT の特徴を損なうことなく、電流利得が向上できると期待される。

ただし、 GaAs スペーサ層の導入に当たり、検討すべき項目がいくつか存在する。第一に、その最適膜厚の把握である。歪 GaAs スペーサ層には、伝導帯の電子と、ベース層の価電子帯の正孔とを空間的に遠ざけ、再結合確率を下げる効果も存在する。このため、 GaAs スペーサ層厚は、可能な限り厚い方が電流利得的には有利である。しかし歪 GaAs は、 InP に対して擬似格子整合の状態で形成される必要がある。 InP 上の GaAs の格子不整合率は 7.1% であり(引張)、歪 GaAs スペーサ層には強い応力がかかった状態にある。この時、ある臨界膜厚以上では、 GaAs スペーサ層の応力が緩和されてしまい、結晶欠陥が導入される。結晶欠陥が導入されると、エミッタ-ベース界面の再結合中心密度が増大してしまうため、電流利得の低下を招いてしまうことが予想される。以上の観点から、結晶欠陥を導入しない

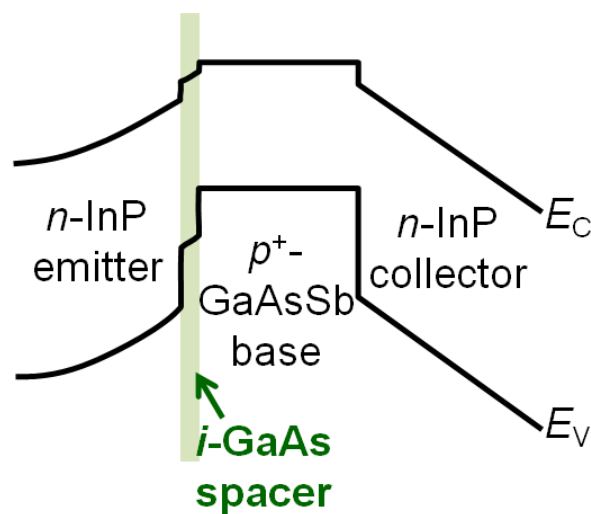


図 4-2. HBT のバンド構造

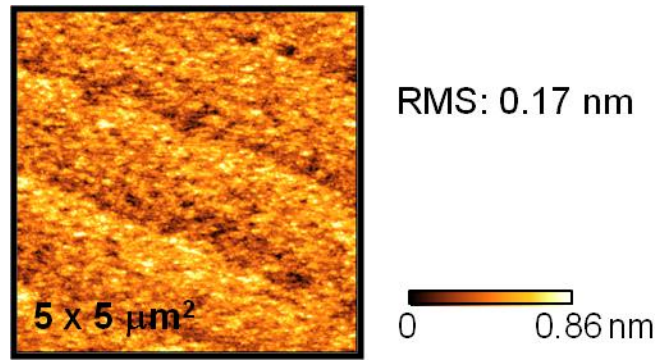


図 4-3. C ドープ $\text{GaAs}_{0.50}\text{Sb}_{0.50}$ の表面形態

範囲で、電流利得向上が見込まれる最適な膜厚を把握する必要がある。

第二に、一般的に電流利得向上に有効であるとされている、ベース層の As リッチ化を行った際に、その効果を打ち消すことなく電流利得をさらに向上させることが可能であるか、という点である。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ は、As 組成 0.7 程度までは、As 組成の増大に伴い伝導帯エネルギーが減少するという特徴を有する。すなわち、As リッチ化に伴い、 $\text{InP}/\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 界面における ΔE_C が減少する。このように、ベース層の As リッチ化は、電流利得の向上に関してメリットがあるが、今回提案する GaAs スペーサ層との親和性については、未知である。とくに、As 組成の高い層が連続して形成されるので、歪緩和への影響などが考慮される必要がある。

そこで本章では、 $\text{InP}/\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 系 DHBT の高電流利得化を目的として、GaAs スペーサ層技術に関する検討を行った結果について述べる。4.2 節では、GaAs スペーサ層導入の前段階として、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の結晶品質について述べる。4.3 節では今回提案する界面形成手法である、GaAs スペーサ挿入技術についての検討を示す。実際に GaAs スペーサ層を DHBT に適用し、その電流利得向上効果と最適膜厚の決定に関して述べる。4.4 節では、実際にエミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の微細 DHBT に適用し、高電流密度下での DHBT 特性を示す。最後に 4.5 節で、今後の展望について述べる。

2. $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の MOCVD 成長

本節では、MOCVD 成長した $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の特性を既報告と比較することで、GaAs スペーサ層の有効性を検討するのに十分な結晶品質を有しているかを議論する。図 4-3 に示したのは、典型的な C ドープ $\text{GaAs}_{0.50}\text{Sb}_{0.50}$ 薄膜の表面形態である。薄膜は、V 族原料供給比 $R_V = [\text{TMSb}]/([\text{TMSb}] + [\text{AsH}_3]) = 0.74$ 、V/III = $([\text{TMSb}] + [\text{AsH}_3])/[\text{TEGa}] = 7$ 、III 族原料供給量に対する CBr_4 の供給量 $R_C = [\text{CBr}_4]/[\text{TEGa}] = 0.065$ で成長を行った。その平均二乗粗さ(Root mean square, RMS)は 0.17 nm であり、またステップフロー様の表面形態を呈した。このような比較的平坦性の高い表面形態が、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ エピタキシャル薄膜において報告された例は少なく、本報告の $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ が高い結晶品質を有していることを示唆するものである。

また図 4-4 に示したのは、C ドープ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の正孔移動度と正孔濃度の関係である。比較のために、既報告の GaSb 、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の報告値を示した^{[4-8] ~ [4-16]}。二元系材料である GaSb と比較して、三元混晶材料である $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ は混晶散乱の影響で移動度が低いのが一般的である。今回成長した C ドープ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ は、既報告の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ と比較してもその移動度は遜色なく、電

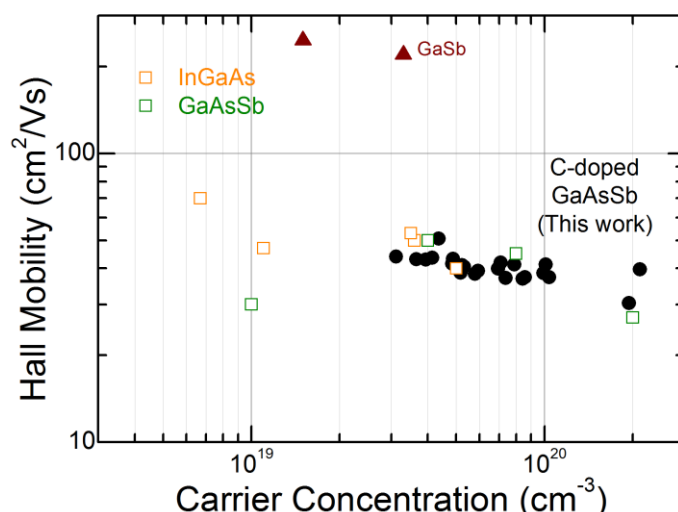


図 4-4. GaAs_{1-y}Sb_y 薄膜の正孔濃度と正孔移動度

気特性に関しても、高い結晶品質が得られているものと考えられる。ただし、HBT の電流利得遮断周波数(f_T)および最大発振周波数(f_{max})に関しては、多数キャリアである正孔移動度よりも、少数キャリアである電子移動度の方が重要であるので、この点に関しては HBT 特性より判断する。

3. GaAs スペーサ層の挿入効果の検証

本節では、4.3.1 節において GaAs スペーサ層の挿入効果の検証と最適膜厚の把握を行った検討内容を、4.3.2 節で As リッチ GaAs_{1-y}Sb_y ベース層との親和性について検討した結果を示す。表 4-1 に、本検討で用いた DHBT の試料構造を示す。3 インチ半絶縁性 Fe ドープ(001)InP 基板上に形成した。GaAs スペーサ層の挿入効果と膜厚の最適化のために、大面積 HBT による評価を行った。その層構造は、アンドープ InP コレクタ層(200 nm)、GaAs_{1-y}Sb_y ベース層($p \sim 3.7 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, 32 nm)、GaAs スペーサ層、アンドープ InP エミッタ層(70 nm)、および n 型 In_xGa_{1-x}As エミッタキャップ層($n \sim 3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, 100 nm)からなる。GaAs スペーサ層の厚さは、0 ~ 5 nm の範囲である。GaAs_{1-y}Sb_y ベースの As 組成は、GaAs ス

layer	material	type	Doping (cm ⁻³)	Thickness (nm)
Cap	InGaAs/InP	n	$\sim 3 \times 10^{19}$	
Emitter	InP	i	-	70
Spacer	GaAs	i	-	0 ~ 5
Base	GaAs_{0.50}Sb_{0.50}	p⁺⁺	3.7×10^{19}	32
Collector	InP	i	-	200
Subcollector/Buffer	InGaAs/InP	n	$\sim 3 \times 10^{19}$	
3 inch S.I. InP(001) substrate				

表 4-1. 大面積 DHBT の層構造

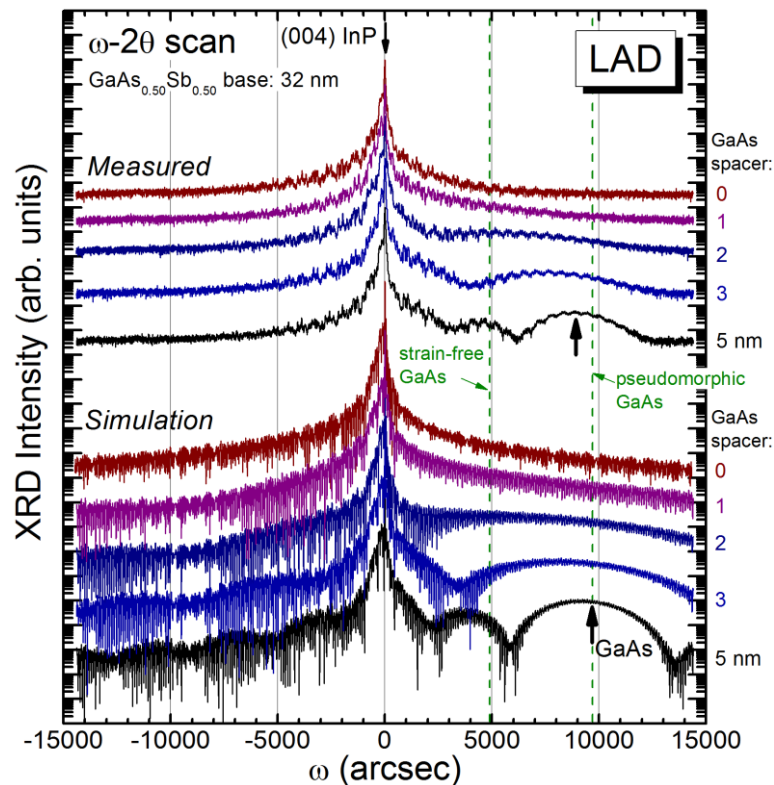


図 4-5. DHBT ウェハの XRD プロファイル

ペーサ層膜厚最適化の検討では、 $y = 0.50$ に設定した。今回、InP エミッタ層を 70 nm と、後述する微細 HBT 用試料よりも厚く設定した。これは、E-B 接合界面でのトンネリングによる再結合電流を抑制する効果があり、このため HBT の電流利得特性から純粋な界面品質の評価が可能となる。界面形成時の原料供給シーケンスは、図 4-1 で示した通りである。大面積 HBT の作製には、第 3 節で示した、コンタクトリソグラフィとウェットエッチングによる作製工程を用いた。

3.1 GaAs スペーサ層最適膜厚の決定

GaAs スペーサ層の挿入効果を検証し、最適膜厚を見出すために、ここでは①X 線回折、②ウェットエッチング後の表面形態、③SIMS 測定、④大面積 HBT 特性の 4 つの観点から評価を行った。以下にその詳細な内容を示す。

①X 線回折

大面積 HBT 用ウェハの(004) 2θ - ω XRD 測定結果を図 4-5 に示す。図 4-5 の上段は、GaAs スペーサ層 0 ~ 5 nm の範囲で作製した HBT ウェハの測定結果である。下段は、同様の構造に設定して行った XRD シミュレーション結果である。プロファイルの中心にある鋭い回折ピークが InP の(004)回折ピークである。これより+9000 秒ほど高角側に観測された半値全幅の大きなピークが、GaAs スペーサ層の回折ピークである。HBT ウェハの XRD 測定結果においては、GaAs スペーサ層膜厚の増大に伴う GaAs ピーク強度の増大が観測された。膜厚増大により半値全幅の減少も観測された。さらに、このような傾向が、シミュレーション結果とおおむね一致していることから、GaAs スペーサ層の膜厚はほぼ設計通

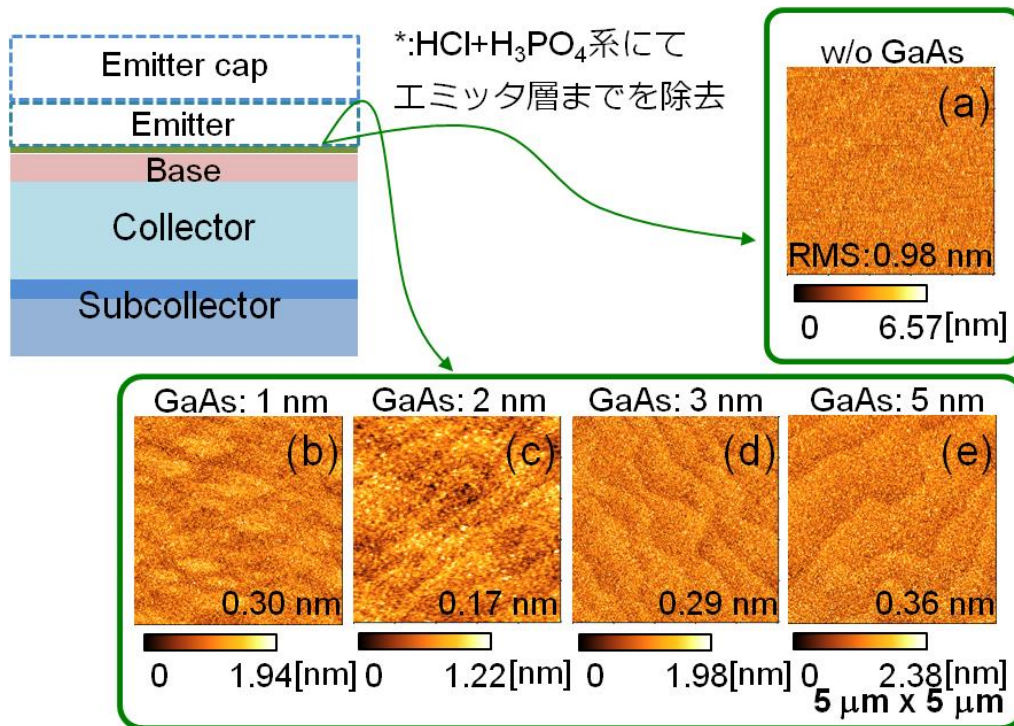


図 4-6. InP エミッタをウェットエッチングした後の HBT ウェハの表面形態

りに形成されているものと考えられる。図中に示した破線は、無歪 GaAs の回折角度と、擬似格子整合状態の GaAs の回折角度である。測定結果によれば、GaAs スペーサ層のピーク位置が、擬似格子整合回折角度よりもやや低角側に観測された。歪 GaAs の回折ピーク位置の低角シフトの要因は、①GaAs スペーサ層にわずかに Sb が混入しており GaAs よりも格子定数が大きくなった、②歪 GaAs の格子緩和がわずかに起こっており、その結果格子定数が大きくなった、の二つが考えられる。この点については、のちの SIMS による Sb 組成の厚さ方向プロファイル測定結果と、HBT 測定結果と合わせて、のちほど議論する。

②ウェットエッチング後の表面形態

次に、GaAs スペーサ層挿入による界面急峻性の向上を評価した結果について示す。図 4-6 は、選択ウェットエッチングによって GaAs スペーサ層あるいは GaAs_{0.5}Sb_{0.5} ベース層の上の InP エミッタ層までの層を除去した後の、表面形態である。InP エミッタ層のウェットエッチングは、リン酸と塩酸の混合溶液により行った。図 4-6(a)に示すよう、GaAs スペーサ層を挿入しない場合(GaAs: 0 nm)、エッチング後の表面形態は、RMS 荒さ ~ 1 nm 程度の表面荒れが観測された。これに対し、図 4-6(b)-(e)に示すよう、GaAs スペーサ層を挿入した場合(1 ~ 5 nm)は、その RMS 荒さは 0.17 ~ 0.36 nm まで低減されており、また GaAs スペーサ層厚 2 nm 以上の試料では、ステップフロー様の表面形態が得られた(図 4-6(c)-(e))。この RMS 荒さは、4.2 節で議論した GaAs_{1-y}Sb_y 単層のときの値と同程度であり、GaAs スペーサ層の導入により、平坦かつ急峻なベース面(GaAs スペーサ面)が露出されたことを示唆するものである。一方、GaAs スペーサ層がない試料におけるエッチング後の高い RMS 値は、以下の SIMS 測定結果で示すような、界面近傍における高濃度 Sb のミキシングの影響により、ウェットエッチング選択性が低下したこ

とが要因であると考えられる。

③SIMS 分析

DHBT ウェハの SIMS 測定により、各種元素のプロファイルから界面急峻性の評価を行った結果について示す。図 4-7 に、GaAs スペース層厚 0、2、5 nm の場合の、各種元素の SIMS 測定結果を示した。図中には、 ^{28}Si 、 ^{31}P 、 ^{75}As 、 ^{121}Sb のプロファイルを示した。各種層の界面の位置は、 ^{31}P のプロファイルから決定した。GaAs スペース層がない場合の試料の測定結果において、以下に示すような ^{121}Sb のプロファイルにおける特徴的な構造が観測された。

- (i) i-InP エミッタ層と p-GaAs_{0.5}Sb_{0.5} ベース層界面に形成される特異的なピーク、
- (ii) i-InP エミッタ層中での緩やかな Sb 濃度の減衰、
- (iii) i-InP エミッタ層中にみられるブロードなピーク、

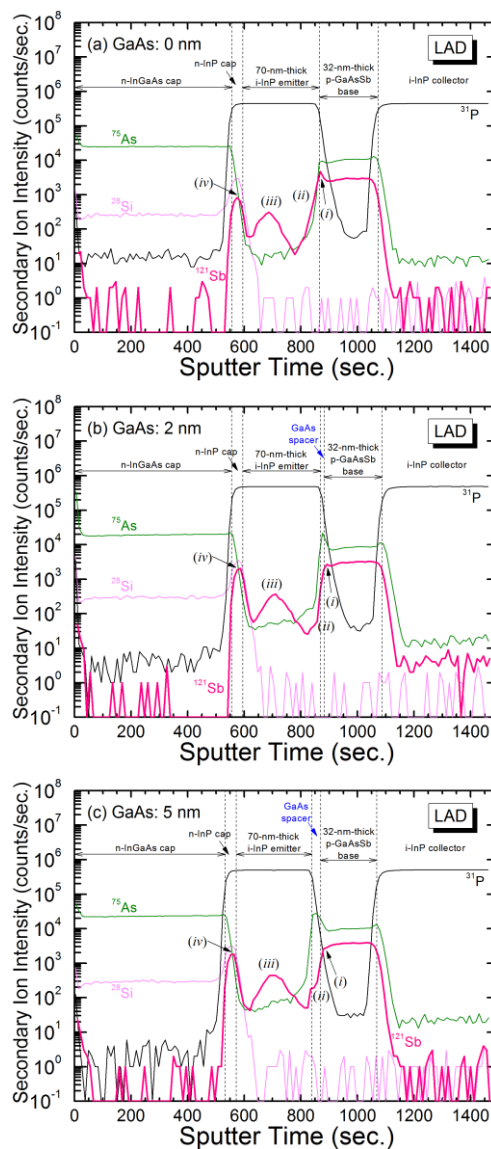


図 4-7. (a)GaAs スペース層を挿入していない試料、および(b)GaAs スペース層を 2 nm 挿入した場合の SIMS プロファイル

(iv) $n\text{-InP}$ キャップ層と $n\text{-In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ キャップ層界面に形成されるピーク。

以下で、それぞれのピークの要因を同定する。

(i) $i\text{-InP}$ エミッタ層と $p\text{-GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース層界面に形成される特異的なピーク

$\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 成長において、 Sb はその表面に偏析しやすいことが報告されている。たとえば、Wallart らは、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 成長後の表面の XPS 分析などにより、 Sb の表面偏析係数がほぼ 1 であることを報告している^[4-17]。したがって今回の、 GaAs スペーサ層なしの条件のように、 Sb が最表面に偏析している状態で InP を直接成長した場合、その界面近傍に高濃度の Sb が混入することが考えられる。ただし、図 4-7 のプロファイルは、各層における元素の検出感度の補正を行っていないため、 InP と $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の界面で Sb のプロファイルがピーク形状を呈した可能性があり、必ずしも局所的に Sb 濃度が高い領域が存在するとは言いきれない。しかし、後述する GaAs スペーサ層を挿入した試料においては、少なくともこのようなピーク形状の消失が観測されていることから、 GaAs スペーサ層を挿入しない場合は、界面近傍の Sb 濃度が高くなったことが予想される。

(ii) $i\text{-InP}$ エミッタ層中での緩やかな Sb 濃度の減衰

(iii) $i\text{-InP}$ エミッタ層中にみられるブロードなピーク

この二つの InP エミッタ層中にみられる構造は、お互い関連性の高いものと考えられる。 InP の表面における Sb 表面偏析を詳細に解析した Weeke らの報告によれば^[4-18]、 InP の表面に偏析した Sb は、MOCVD により InP の成長を開始したとしても、 InP 中にすべて取り込まれるわけではなく、表面からの脱離と InP 中へわずかな混入しながらも、常に InP 表面に偏析し続けるという。同様に、MBE により $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 成長の後に InP を成長した場合においても、 InP 表面に Sb が存在することが報告されている^[4-17]。なお、彼らの報告によれば、 InP 中への Sb の混入は 1–3 % の範囲であるという。

この現象について、Weeke らは以下のようなモデルを提唱している^[4-18]。まず InP 表面に偏析した Sb により界面には In 、 P 、 Sb が混在していると考えられる。 InP に比べ、バルクの InSb は融点がかなり低く (527°C 、 InP は 1060°C)^[4-18]、結晶成長温度付近で容易に融解する。しかし、この InPSb 層の Sb 濃度は、SIMS 分析結果から高くとも数パーセント程度であると考えられるため、単に InPSb が存在するだけでは、融解することはない。しかし、面内方向に生ずる強い歪が、半導体層を融解させ、表面融解層(surface molten layer)を形成することが報告されている^{[4-19][4-20][4-21]}。このような強い歪の影響により、 InPSb の表面融解層が形成され、 InP 成長の際にも、この InPSb 表面融解層が常に最表面にとどまり続ける可能性がある。実際、今回の成長温度は 580°C に設定されており、このような現象が起こるめやすとなる InSb の融点よりも高い。また、実際 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 成長ののち、 InP 成長前に、 AsH_3 ガスで表面処理を施すといった、表面偏析している Sb の濃度を積極的に減らすような過程を導入しておらず、 InP 成長の際に表面に Sb の偏析に起因するこのような層があった可能性がある。この際、 InP の成長とともに、 Sb が徐々に固相に取り込まれ、またいくらかは表面から気相に脱離する。固相に取り込まれる分が、(ii) のような緩やかな Sb 組成の減少を生じさせるものと考えられる。またこのとき、 InP 表面融解層の Sb 組成は、成長が進むごとに徐々に減少する。 InP 表面融解層の融点は、 Sb 組成の減少に伴い増大する。すると、 Sb 組成がある温度に達した時、 InPSb 表面融解層は凝固しはじめる。このようにして、 InP エミッタ層中に(iii)のような Sb の偏析が観測されたと考えられる。なお、上記のような理由から、(iii)の

偏析ピークの位置や組成は、成長温度に強く依存すると考えられる。

(iv) $n\text{-InP}$ キャップ層と $n\text{-In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ キャップ層界面に形成されるピーク

このピークの要因は、以下の二つが考えられる。まず、**Sb** 表面偏析層が最終的に **InP** エミッタ成長ののち、キャップ層成長前まで残存していた可能性である。**Brunner** らによって^[4-22]、**Sb** を **As** で置換する場合のエネルギーと、**P** で置換する場合とでは、 $\text{As} \rightleftharpoons \text{Sb}$ の方が、活性化エネルギーが低いことが報告されている。この場合、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の成長開始により雰囲気は **As** 化すると、表面偏析していた **Sb** は、速やかに脱離するか、固相に取り込まれる可能性があり、これにより、**InP/In_xGa_{1-x}As** 界面に **Sb** の偏析ピークが観測されたと考えられる。また、もう一つの要因としては、**Si** に起因するイオンの妨害である。**Sb** のプロファイルを見ると、同じ領域の **Si** のプロファイル形状に類似していることがわかる。**Sb** の質量数が 121 なので、この領域に多く存在する妨害イオンとしては、たとえば Si_3P が考えられる。

以上より、**GaAs** スペーサ層を挿入しない場合の **DHBT** の **SIMS** 分析を通して、とくに **InP** エミッタ層中への **Sb** の混入が顕著に見られることが分かった。また、**InP/GaAs_{1-y}Sb_y** 界面において、**Sb** の表面偏析によって生じたと思われる **Sb** 濃度のピークが観測された。以上から、**InP/GaAs_{1-y}Sb_y** 界面形成において、何らかの表面処理を行わないと、偏析した **Sb** が様々なデバイス特性に影響を及ぼすことが懸念される。

次に、**GaAs** スペーサ層を挿入した場合の **SIMS** 分析結果を、図 4-7(b),(c)に示す。**GaAs** スペーサ層を挿入した場合、**GaAs** スペーサ層がない場合に比べ、**Sb** のプロファイルに顕著な違いがみられた。まず(i)でラベルされた **InP/GaAs_{1-y}Sb_y** 界面のピークであるが、**GaAs** スペーサ層の挿入によりピーク強度が減少し、5 nm を挿入した場合はピークが消滅した。また、(ii)で示されるよう、**InP** 中での **Sb** 濃度の減少が、図 4-7(a)の **GaAs** スペーサ層がない場合に比べ明らかに急峻となっていることが分かった。これらの実験結果は、**GaAs** スペーサの挿入により、**InP/GaAs_{1-y}Sb_y** 界面近傍における **Sb** の偏析が、**GaAs** スペーサ層の挿入により抑制されたことを示唆する。このような **Sb** 濃度の変化と、図 4-6 に示された表面形態の変化との対応は、以下のように考えられる。**GaAs** スペーサ層を挿入していない試料においては、**SIMS** 分析によって **InP/GaAs_{1-y}Sb_y** 界面に多くの **Sb** が残留していることが分かっている。このような、界面急峻性が悪い状態にあるとき、ウェットエッチングによってベース面出しを行った際の表面形態悪化が引き起こされる可能性がある。また、**InP** エミッタ層のウェットエッチングの際、ウェットエッチング選択性に影響を及ぼす可能性もある(実際、ウェットエッチングは、十分に選択性があると仮定し、エッチングレートから算出される時間よりも数十秒程度長く行っている)。これに対し、**GaAs** スペーサ層を挿入することで、残留 **Sb** 濃度が減少し界面急峻性も向上したことで、図 4-6 に示すような平坦性が確保されたものと考えられる。また、**GaAs** スペーサ層挿入により表面近傍の **Sb** 濃度が減少したことも、要因としては大きいものと考えられる。

次に、(iii)とラベルした **InP** エミッタ層内における **Sb** の偏析については注意する必要がある。図 4-7(b),(c)に示すよう、**GaAs** スペーサ層を挿入した試料においても、(iii)の **Sb** の偏析ピークが観測された。このことは、**GaAs** スペーサ層の挿入は、**InP/GaAs** 界面近傍における **Sb** の混入抑制には効果があるものの、**InPSb** の表面融解層は、**GaAs** スペーサ層を介しても形成され、**InP** エミッタ成長の際に引き続き存在したことを示唆する。今回、**GaAs** を意図的に成長するような界面形成方法を用いても、この

ような Sb の偏析が InP エミッタ層に観測された事実は、たとえば AsH₃ 雰囲気下でパージなどを行い、表面を As 化するような界面形成手法であったとしても、Sb を完全に取り除くことは難しく、InP エミッタ層中への Sb の偏析が引き起こされてしまうことが示唆される。しかし、後述する大面積 DHBT 特性に関する検討により、少なくとも InP 中への表面偏析により、デバイス特性が著しく損なわれているようなことがないことが分かっている。

なお、根本的にこの InP エミッタ層中への Sb の混入を抑制するには、成長温度を下げるのが有効であると考えられる。InPSb 表面融解層は、成長温度が歪 InPSb 層の融点よりも高いことに起因して引き起こされる。したがって、成長温度が InPSb 表面融解層の融点を下回れば、このような層の形成は引き起こされず、InP エミッタ層への Sb の混入を抑制できると考えられる。しかし、成長温度の低下は、同時に C ドープ GaAs_{1-y}Sb_y の水素パッシベーションを引き起こす可能性がある。これは、MOCVD により C ドーピングを行う際、成長温度が低いと、キャリアガスや AsH₃ の分解過程で生じる H が混入し、C ドープによって生じるはずのキャリアを補償してしまい、正孔濃度が減少する現象である。このため、成長温度に関しては、InP 層への Sb 偏析抑制の観点と、H パッシベーションの双方の観点から最適化がなされる必要がある。また、後述する In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y 四元混晶を用いた検討においては、成長温度は 530 °C 程度の低温成長を行っており、この王な Sb 偏析が抑制されている可能性がある。

以上より、SIMS 分析により GaAs スペーサ層の挿入により、InP/GaAs_{1-y}Sb_y 界面近傍に関しては、その Sb の偏析が抑制され、AFM での表面観察結果との対比により界面急峻性が向上することが分かった。一方、InP エミッタ中への Sb の偏析については、GaAs スペーサ層を挿入したとしても、それを完全に抑制することは難しいことが分かった。水素パッシベーションの影響が助長されない程度まで、成長温度を下げるのが解決策ではないか考えられた。

④大面積 HBT 特性

次に、GaAs スペーサ層が HBT 特性に及ぼす影響について調査するために、大面積 DHBT を作製しその電気特性を評価した。

図 4-8(a)-(c)は、作製した大面積 HBT のエミッタ接地 I_C - V_{CE} 特性である。エミッタサイズは $100 \times 100 \mu\text{m}^2$ である。GaAs_{1-y}Sb_y ベース層の Sb 組成は 0.5 に固定した。GaAs スペーサ層厚を 0 nm から 2 nm へと増大させると、電流利得は増大する傾向にあった。しかし、GaAs スペーサ層厚 5 nm のときは、電流利得が著しく減少した。図 4-9(a)-(c)に示したのは、同じデバイスのガンメルプロット特性である。GaAs スペーサ層厚が 5 nm の試料においては、低バイアスにおける I_B の理想係数が $n_B \sim 1.3$ 程度と、GaAs スペーサ層厚が 0、2 nm の試料に比べ($n_B < 1.1$)増大していることが分かった。これは、再結合電流の増大を示唆するものである。

このような GaAs スペーサ層厚に対する電流利得の振る舞いについて調査するために、GaAs スペーサ層厚に対して、コレクタおとびベース電流の理想係数(n_C , n_B)、コレクタ電流密度 $J_C = 6 \mu\text{A}/\mu\text{m}^2$ のときの電流利得(β)をプロットした結果を、図 4-10 に示す。GaAs スペーサ層厚が 2 nm 以下のとき、 n_C はほぼ 1 であり、 $n_B \sim 1.1$ であった。このとき、GaAs スペーサ層厚が 0 から 2 nm へと増大すると、電流利得は ~ 25 から ~ 30 程度まで増大した。このような結果は、GaAs スペーサ層の挿入による電流利得向上効果を示したものである。GaAs スペーサ層を介することによる電流利得向上効果については、先のコンセプトのよう、E-B 界面における Sb 濃度が減少した結果、界面品質が向上し再結合中心密度が減少した効果ではないかと考えられる。また、数 nm とはいえ、伝導帯の電子と、ベース層の正孔とが空間的に引き離されたことによる再結合確率の低減効果も、要因の一つと考えられる。しかし、GaAs スペーサ層厚が 3 nm 以上になると、電流利得は大きく減少した($\beta < 10$)。この電流利得の著しい低下は、 n_B の増大としてあらわれており($n_B > 1.3$)、GaAs スペーサ層を 3 nm 以上に設定すると再結合中心密度が増大している可能性がある。この要因については、GaAs スペーサ層厚が InP 上の歪 GaAs の臨界膜厚を超えていることが考えられる。(001)InP 上の歪 GaAs の臨界膜厚は、1.6 ~ 3.0 nm 程度と報告されており[4-1][4-7][4-23][4-24]、今回、GaAs スペーサ層厚 3 nm 以上で顕著に再結合電流が増えたという結果は、部分的な歪緩和過程で再結合中心が導入された可能性を示唆する。実際、図 4-5 に示されたよう、GaAs スペーサ層由来の X 線回折ピークは、特に 3、5 nm の試料においては、歪緩和のない擬似格子整合のピーク位置からわずかに低角側にシフトしており、これは GaAs スペーサ層への Sb のわずかな混入と、不完全な歪緩和が重なった影響であると考えられる。

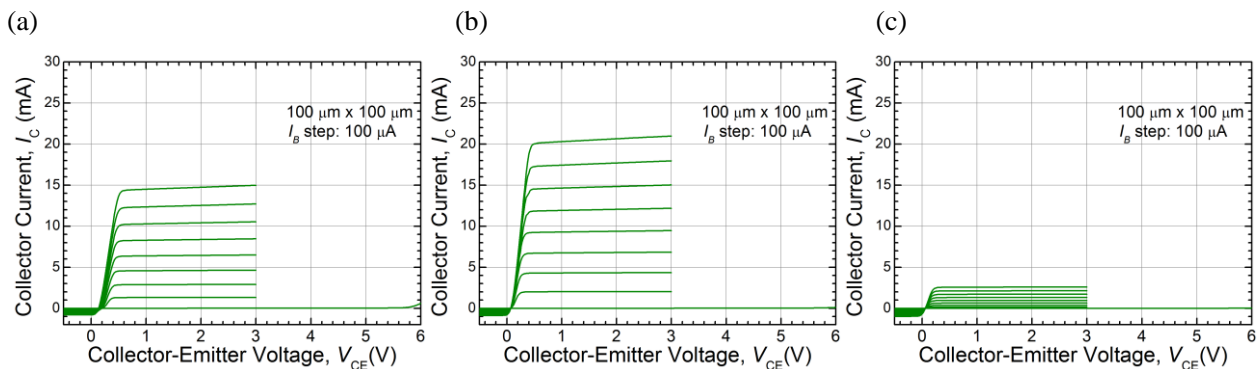


図 4-8. 大面積 DHBT の I_C - V_{CE} 特性

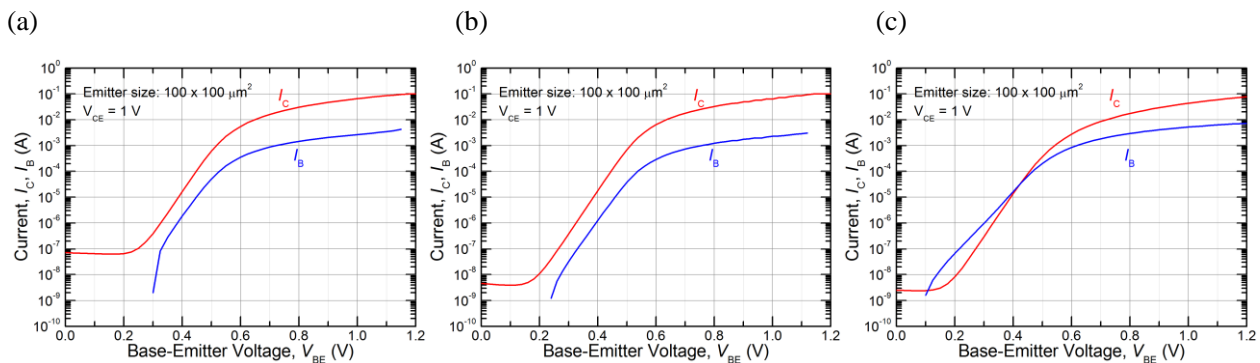


図 4-9. 大面積 DHBT のガンメルプロット特性

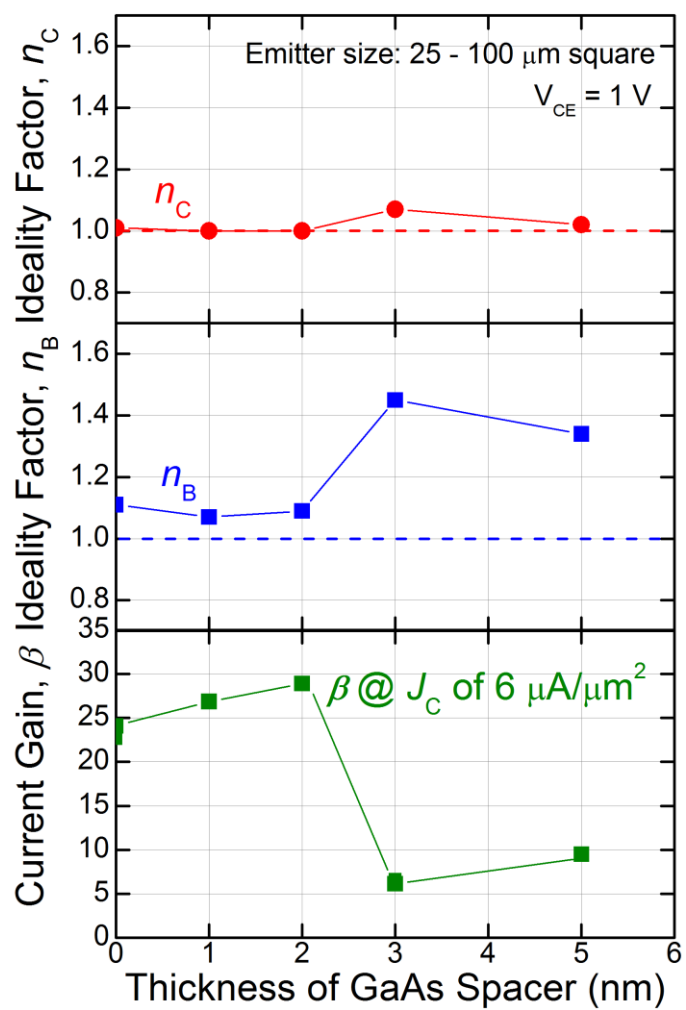


図 4-10. (a)コレクタ電流の理想係数、(b)ベース電流の理想係数、(c)電流利得のスペーサ層厚依存性

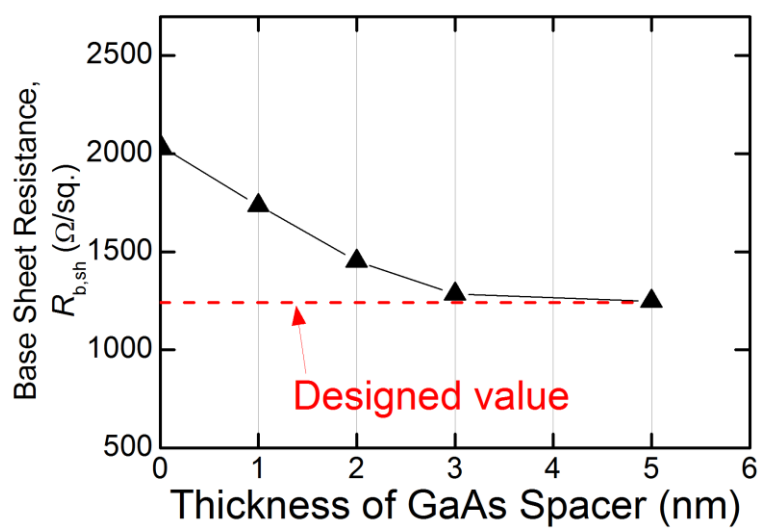


図 4-11. ベースシート抵抗の GaAs スペーサ層依存性

GaAsスペーサ層 厚さ	0 nm	1 ~ 2 nm	3 ~ 5 nm
ベース/エミッタ 界面品質 AFM: RMS ~ 1 nm SIMS: 界面に 高濃度Sbが存在		GaAsSb薄膜と同程度の表面粗さ > 2 nm: MLステップ列 界面近傍のSb低濃度化 ⇒界面組成急峻性の向上が示唆された	
HBT 静的電気特性 電流利得: ベースシート 抵抗:	$\beta \sim 25$ 設計値の > 150%	GaAs: 2 nm ⇒電流利得約20%向上 $\beta \sim 30$ 設計値に近づく	臨界膜厚を超え 利得低下 $\beta < 10$ ほぼ設計通り

表 4-2. GaAs スペーサ厚に対する各特性のまとめ

また、図 4-11 には、TLM によって測定したベースシート抵抗を、同じく GaAs スペーサ層膜厚に対してプロットした。GaAs スペーサ層を挿入していない試料においては、そのシート抵抗値が 2100 Ω/sq 程度と、ホール測定により得られた正孔濃度と正孔移動度および膜厚から見積もられる設計値 (1250 Ω/sq .) よりも 1.5 倍程度に増大していた。このシート抵抗の増大の原因は次の二つが考えられる。一つは、ウェットエッチング選択性悪化に伴う界面の残差の影響である。表面形態および SIMS 分析結果から、InP エミッタ層に Sb が混入しており、これによりウェットエッチング選択性が悪化し、ウェットエッチング後の $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース表面の表面粗さの増大が示唆された。これは、InP のウェットエッチング過程で、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースもエッチングされる可能性が示唆され、膜厚の減少に伴うシート抵抗の増大が引き起こされたと考えられる。また、別の要因としては、表面空乏化の影響が考えられる。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ は、その表面ピニング位置がバンドギャップ中にあると報告されている^[4-25]。このため、ピニングの影響でバンドが曲がり、最表面の数 nm が空乏化した可能性がある。GaAs スペーサ層がない場合のシート抵抗の増大は、これらの影響が重なった結果ではないかと考えられる。一方、GaAs スペーサ層を挿入した場合、スペーサ層膜厚の増大に伴いシート抵抗は減少し、特に GaAs スペーサ層 2 nm 以上では、設計値と誤差 10 % 以内であった。この GaAs スペーサの挿入によるシート抵抗の振る舞いは、上記の GaAs スペーサ層がない場合のシート抵抗の増大の要因から考えれば、ウェットエッチング選択性向上によるベース層膜厚の適正化、および GaAs で表面がおおわれたことで、ピニングエネルギーが変化し、表面空乏化が抑制されたことが考えられる。

これまで行った X 線回折による非破壊評価、SIMS および AFM での界面品質と Sb 濃度分布に対する評価、および大面積 HBT 特性評価結果を表 4-2 にまとめた。GaAs スペーサ層の挿入により、ウェットエッチング後の表面形態が改善され、また SIMS 分析により E-B 界面および InP 層の Sb 濃度が低減した。以上のウェハの評価結果から、GaAs スペーサ層の挿入による界面の急峻性向上が示唆された。

layer	material	type	Doping (cm ⁻³)	Thickness (nm)
Cap	InGaAs/InP	n	$\sim 3 \times 10^{19}$	
Emitter	InP	i	-	70
Spacer	GaAs	i	-	2
Base	GaAs _{1-y} Sb _y y: 0.35 ~ 0.52	p ⁺⁺	2.7 ~ 5.0×10^{19}	30 ~ 32
Collector	InP	i	-	200
Subcollector/Buffer	InGaAs/InP	n	$\sim 3 \times 10^{19}$	
3 inch S.I. InP(001) substrate				

表 4-3. As リッチ GaAs_{1-y}Sb_y ベース DHBT の層構造

大面積 HBT 特性評価により、GaAs スペーサ層厚 ~ 2 nm までは電流利得の向上が確認されたが、3 nm 以上では再結合電流の増大に伴う電流利得の著しい減少が確認された。また、GaAs スペーサ層がないとき、ベースシート抵抗値が設計値よりも増大する傾向にあったが、GaAs スペーサ層厚の増大に伴い、シート抵抗は設計値に近づき、2 nm 以上では設計値との誤差が 10 % 以内にとどまった。以上の結果より、今回 GaAs スペーサ層膜厚の最適値は 2 nm であると判断し、以下の検討を進めることとした。

3.2 As リッチ GaAs_{1-y}Sb_y ベース層の適用

本節では、電流利得のさらなる向上に向けた、As リッチ GaAs_{1-y}Sb_y ベースの適用に関する検討について述べる。とくにここでは、先の検討で用いた GaAs スペーサ層が、GaAs_{1-y}Sb_y ベースの As リッチ化と親和性があるか、という点について注目して検討を行った。ベース層の As リッチ化による電流利得向上のコンセプトの詳細については、すでに第 2 章で述べたとおりである。GaAs_{1-y}Sb_y の As 組成が増大するにつれて (Sb 組成が減少するにつれて)、Sb ~ 0.3 程度までは、GaAs_{1-y}Sb_y の伝導帯エネルギーが減少する傾向にある。このため、たとえば固相 As 組成 0.6 程度 (固相 Sb 組成 0.4 程度) の GaAs_{1-y}Sb_y をベース層に用いると、InP エミッタ層との伝導帯オフセット量が、格子整合 GaAs_{1-y}Sb_y を用いる場合に比べて小さくなり、結果として E-B 界面における電子の蓄積効果が弱められ、電流利得が向上するというものである^{[4-26][4-27]}。このとき、As リッチ GaAs_{1-y}Sb_y は面内に引っ張り歪を受けており、また GaAs スペーサ層も強い引っ張り歪の状態にあるため、系全体として強い引張歪の状態にあることから、歪に関するマネジメントが必要である。

表 4-3 に、本節で用いた HBT 構造を示した。コレクタ層には 100 ~ 200 nm の InP を用い、エミッタ層には 20 ~ 70 nm の InP を用いた。ベース層には Sb 組成 0.35 - 0.52 の範囲にある GaAs_{1-y}Sb_y を用いた。そのドーピング濃度は $2.7 \sim 5.0 \times 10^{19}$ cm⁻³ の範囲で作製した。GaAs スペーサ層厚は、前節により最適化された 2 nm を適用した。25 ~ 100 μ m 四方の大面積 HBT により評価を行った。

図 4-12 に作製したデバイスのガンメルプロットより得られた電流利得を、ベースシート抵抗値

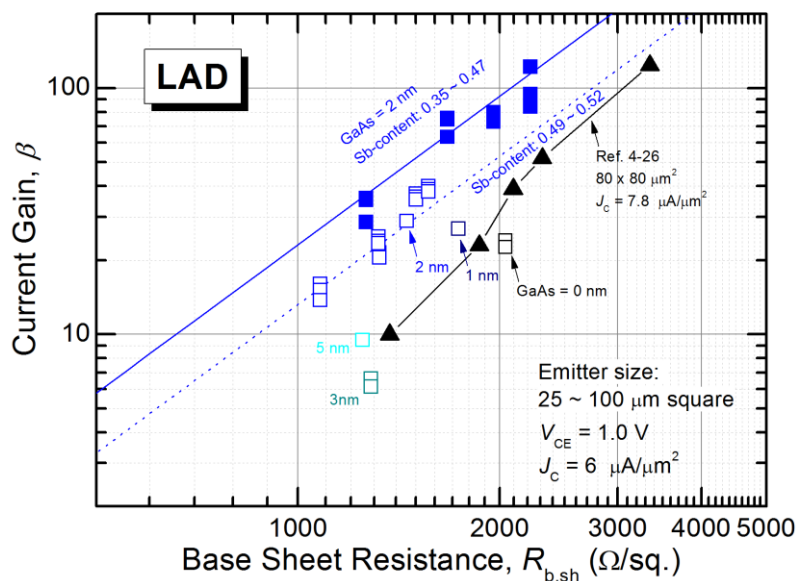


図 4-12. 電流利得のベースシート抵抗依存性。

図中の▲は参考文献[4-26]の実験結果を参照。

に対してプロットした結果を示す。図中白抜き□が格子整合近傍(Sb 組成 0.49 – 0.52)の結果、黒塗り■がAs リッチ化させた場合(Sb 組成 0.35 – 0.47)の測定結果である。バイポーラトランジスタの電流利得は、再結合電流によって支配され、少数キャリアである電子が走行する際の再結合確率は、ベース層の正孔濃度の影響を受ける。再結合課程が一般的な SRH 過程を介するとき、電流利得はシート抵抗の逆数に比例する。一方、オージェ再結合によって支配されるとき、シート抵抗の二乗の逆数に比例する。図 4-12 においては、格子整合近傍の Sb 組成の HBT に比べ、ベース層を As リッチ化した HBT の方が、高い電流利得を示している。これは As リッチ化により電流利得が向上された効果であり、また GaAs スペーサ層構造と、As リッチ GaAsSb ベースとが併用可能であることを示唆する結果である。

また、図 4-12 に、すでに報告されている As リッチ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースを有する大面積 HBT の電流利得の値^[4-26]を黒塗り▲で示した。参考文献[4-26]の図 4 に記載されている電流利得を用いた。参考文献[4-26]の HBT のデバイスサイズは $80 \times 80 \mu\text{m}^2$ であり、プロットはコレクタ電流値 $I_c = 50 \text{ mA}$ のときの測定結果である。この報告のベース層の Sb 組成は 0.355 ~ 0.462 の範囲である。またこのデバイスは、今回我々が提案するような GaAs スペーサ層のような構造を有しておらず、またエミッタ層は標準的な InP を用いている。既報告の As リッチ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT と比較したとき、今回作製した GaAs スペーサ層を有しかつベース層を As リッチ化した HBT の方が、電流利得が高いことがわかる。この結果は、今回の検討による電流利得向上の効果が、単に $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースの As リッチ化によってもたらされたものではなく、GaAs スペーサ層と併用したことで、さらに電流利得が向上されたことを示すものである。

4. 微細 HBT 特性評価

最後に本節では、これまでの検討で得られた結果をもとに、微細 DHBT を作製し、高電流密度時の電流利得特性および高周波特性評価を通じて、GaAs スペーサ層が高周波特性を犠牲にしない構造であるか調査した結果について示す。また本節の最後に、これまでの検討のまとめと、特性向上に向け

layer	material	type	Doping (cm ⁻³)	Thickness (nm)
Cap	InGaAs/InP	n	$\sim 3 \times 10^{19}$	
Emitter	InP	i	-	20
Spacer	GaAs	i	-	2
Base	GaAs _{0.60} Sb _{0.60}	p ⁺⁺	4×10^{19}	30
Collector	InP	n	4×10^{17}	100
Subcollector/Buffer	InGaAs/InP	n	$\sim 3 \times 10^{19}$	
3 inch S.I. InP(001) substrate				

表 4-4. 微細 DHBT の層構造

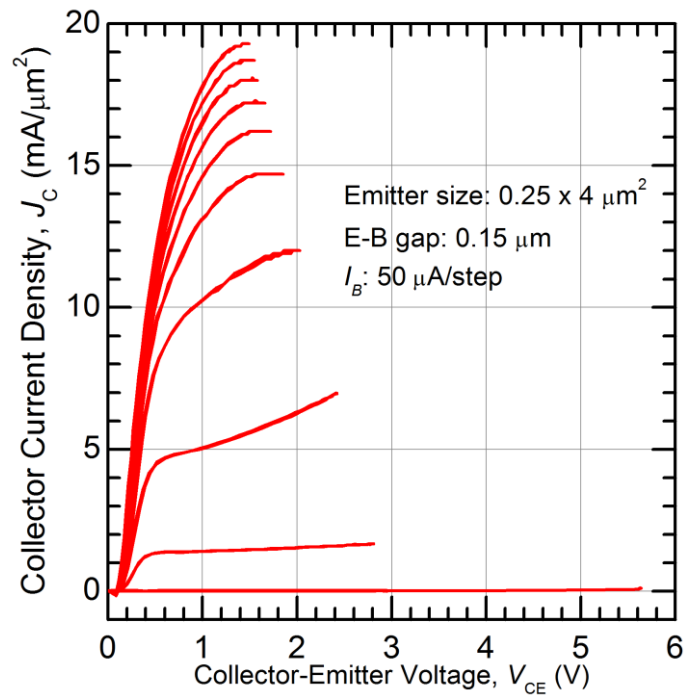


図 4-13. エミッタサイズ $0.25 \times 4 \mu\text{m}^2$ の微細 DHBT の I_C - V_{CE} 特性

た展望についても言及する。

作製した DHBT の層構造を表 4-4 にまとめた。基本的な構造は前節で用いた大面積 DHBT と同様であるが、コレクタ層は n 型にドーピングされた 100 nm の InP を用い ($1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$)、また InP エミッタ層は、レッジ構造を適用するため 20 nm とした。ベース層には 30 nm の $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ を用い、Sb 組成を 0.4 とした。そのドーピング濃度は $4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 程度に設定した。TLM で測定したベース層のシート抵抗値は、 $1500 \Omega/\text{sq.}$ であった。エミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の HBT を、 i 線ステッププロセスによって作製した。表面再結合電流を抑制し高電流利得化する目的で、InP レッジ構造を形成した。詳細なデバイス作製プロセスについては、第 3 章で示したとおりである。

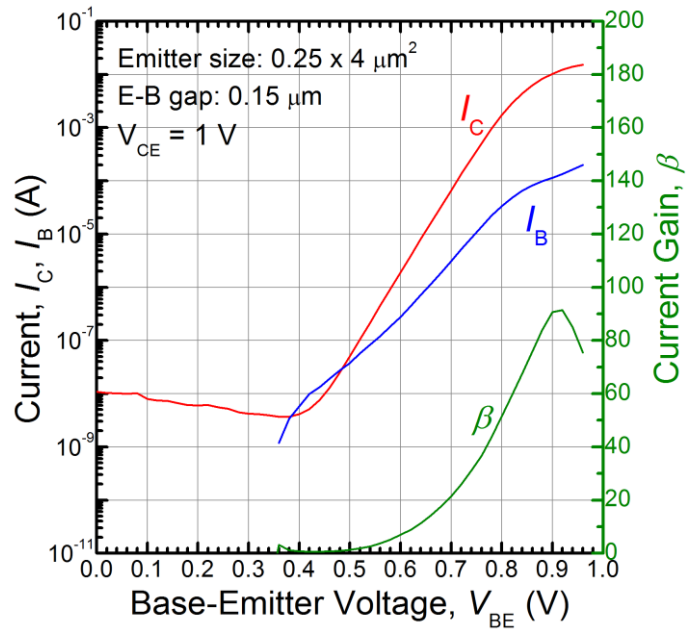


図 4-14.微細 DHBT のガンメルプロット特性

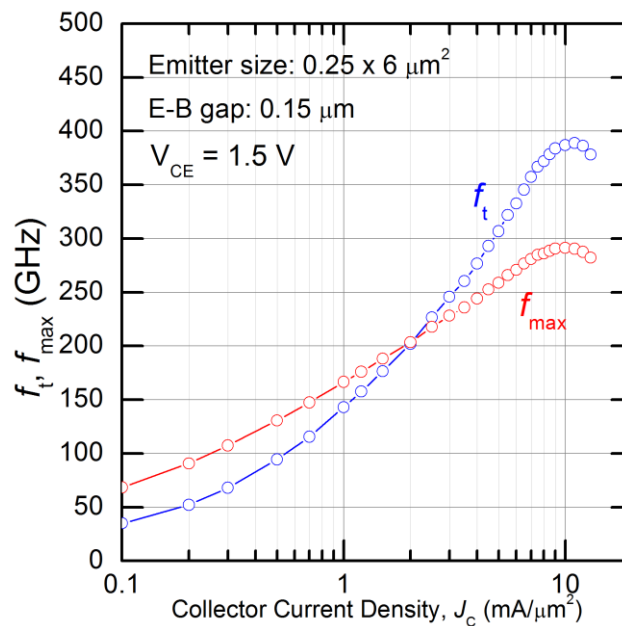


図 4-15. f_T および f_{\max} のコレクタ電流密度依存性

図 4-13 にエミッタサイズ $0.25 \times 6 \mu\text{m}^2$ の DHBT の I_C - V_{CE} 特性を示す。 $I_B = 0 \text{ A}$ のときの耐圧は $BV_{CEO} \sim 5.5 \text{ V}$ であり、 100 nm の InP コレクタを用いたデバイスとしては良好な値であった。図 4-14 に $V_{CE} = 1.0 \text{ V}$ で測定したガンメルプロット特性を示す。最大電流利得はおよそ 90 であった。今回のようなレジを有する DHBT 構造は、E-B 電極間距離が短くなると、レジの効果が弱まり電流利得が低下する傾向が報告されている。今回のデバイスも、E-B 間距離が比較的長いデバイス ($\sim 0.95 \mu\text{m}$) では、100

を超える電流利得が得られていた。GaAs スペーサ層を挿入したベース層を As リッチ化することで DHBT のバルクの状態での電流利得が高まり、その結果 E-B 電極間距離を $0.15\ \mu\text{m}$ と非常に短く設定したとしても、このような高い電流利得を維持できた。

図 4-15 に、コレクタ電流密度に対する f_T および f_{max} をプロットした結果を示す。エミッタサイズは、 $0.25 \times 6\ \mu\text{m}^2$ である。測定は $V_{\text{CE}} = 1.5\ \text{V}$ で行った。作製した DHBT は、ピーク f_T が $388\ \text{GHz}$ ($J_C = 10\ \text{mA}/\mu\text{m}^2$)、ピーク f_{max} が $290\ \text{GHz}$ ($J_C = 10\ \text{mA}/\mu\text{m}^2$) であった。今回得られた遮断周波数と耐圧の積は $f_T \cdot BV_{\text{CEO}} \sim 2100\ \text{GHz} \cdot \text{V}$ と、同様の構造(ベース、コレクタ層厚)の既報告と比較しても標準的な値であり、この事実は GaAs スペーサ層の挿入による RF 特性の劣化等がないことを示す結果である。以上の結果から、GaAs スペーサ層構造は、RF 特性を損なうことなく DHBT の電流利得を向上させることができる有益な構造であることが示された。

5. GaAs スペーサ層技術のまとめと今後の展望

最後に、本章全体を通してのまとめと、本技術の展望について述べる。

本章では、 $\text{InP}/\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ DHBT の電流利得を向上させる手法として、GaAs スペーサ層の挿入構造に関して検討を行った。ベース-エミッタ界面形成が容易になり、かつ歪 GaAs/InP が type-II のバンドラインナップを有するため、DHBT の特徴が損なわれないという利点を有する。GaAs スペーサ層の挿入により、InP エミッタ層をウェットエッチングしたのちの表面形態が改善され、GaAs スペーサ層厚 $2\ \text{nm}$ 以上では、RMS 荒さが $0.17 - 0.36\ \text{nm}$ 程度のステップフローライクな表面形態が得られた。SIMS 分析によって、GaAs スペーサ層の挿入による、E-B 界面の Sb 濃度の減少を確認した。これらの結果から、GaAs スペーサ層の挿入により InP エミッタと $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースの界面急峻性の向上が示唆された。大面積 DHBT 特性において、GaAs スペーサ層の挿入により電流利得が向上した。しかし、GaAs スペーサ層厚 $3\ \text{nm}$ 以上では、再結合電流の増大により、電流利得が減少した。また、ベースシート抵抗値が、GaAs スペーサ層がない場合は、設計値よりも 50% 程度高い値を示したが、GaAs スペーサ層の挿入により、設計値とほぼ同程度の値が得られた。これらの実験結果より、GaAs スペーサ層の最適な厚さは $2\ \text{nm}$ であると判断し、DHBT 検討を行った。 $2\ \text{nm}$ の GaAs スペーサ層を、As リッチ化した $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースに適用し、電流利得の向上が確認された。これらの検討を踏まえ、エミッタ幅 $0.25\ \mu\text{m}$ の微細 DHBT を作製し、微細化した状態でも高い電流利得(~ 91)と、既報告と遜色ない f_T が得られた。以上より、 $2\ \text{nm}$ の GaAs スペーサ層が、RF 特性を損なうことなく DHBT の電流利得を向上させることができる有益な構造であることが示唆された。

以下では、今回検討した GaAs スペーサ層技術をさらに発展させる形で、今後の展望について述べる。

①電流利得のさらなる向上

図 4-16 に示したのは、報告されている微細 DHBT の最大電流利得を、ベースシート抵抗に対してプロットしたものである。図中の赤破線は、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT の報告値から Auger 再結合を想定した場合の β の傾向を示したものである。既報告の $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の電流利得は、一部の電流利得に特化した報告以外、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT の電流利得に及ばない。これに対し、今回作製した DHBT の値を黒塗り ■ で示した。本検討のデバイスは、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ や $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ な

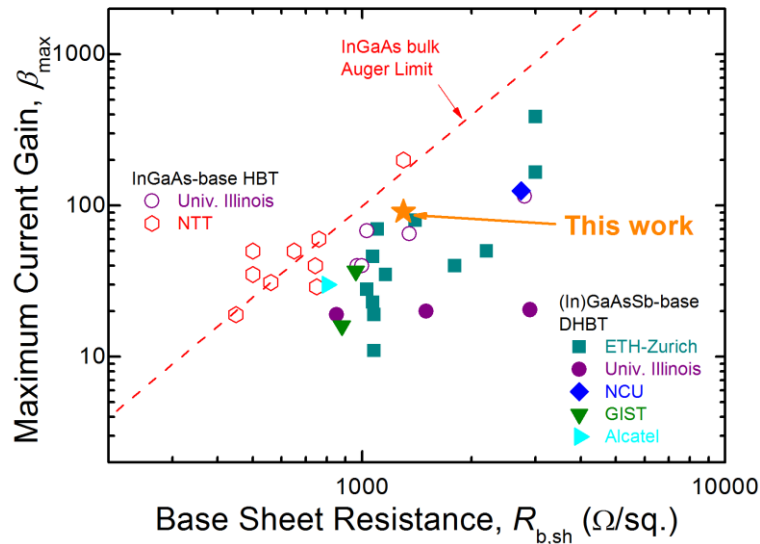


図 4-16. 電流利得のベースシート抵抗依存性
既報告は、第二章図 2-15 の参考文献を参照。

どの三元混晶材料をエミッタ層に適用していないにもかかわらず、既報告に匹敵する電流利得が得られた。

しかし、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT の電流利得にはわずかに及んでいない。この要因としては、2 nm の GaAs スペーサ層だけでは、界面品質向上の側面では効果が大きいものの、電子蓄積の影響を抑制する効果が不十分である可能性が示唆される。たとえば $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ エミッタ層の場合、その電流利得向上効果を引き出すには、 ~ 15 nm 程度の厚さが必要と報告されている^[44]。本報告では臨界膜厚の関係上、GaAs スペーサ層の厚さが 2 nm 以上では電流利得を損なわれることが示唆されており、これ以上の厚さにするためには、歪補償技術、あるいは GaAs を $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ にすることにより臨界膜厚をより大きくする手段など、構造的工夫が必要とされる。

また、ワイドギャップエミッタとの併用も推奨される。GaAs スペーサ層の挿入構造により、界面品質が向上されたため、この状態で $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ などのワイドギャップエミッタを適用すれば、既報告よりもさらに高い電流利得が得られると期待される。この構造の場合、三元混晶エミッタの適用による界面形成複雑化の問題が生じるものの、GaAs スペーサ層を挿入しない場合よりは、シーケンスは易化しているため、結晶成長条件の最適化を経ることで、さらなる電流利得の向上効果が期待できる。

② $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースとの親和性

本章で報告した GaAs スペーサ層は、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース層の成長の後に、成長無中断で形成可能であるため、高品質なエミッタ-ベース界面を得ることができる。しかし、次章以降で述べる $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、ベース層が四元混晶のため、伝導帯のエネルギーが $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースの場合と異なる。これらを考慮せずに $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT に GaAs スペーサ層を適用してしまうと、伝導帯オフセットが変化するために、場合によっては特性をそこなってしまう可能性がある。また、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を成長する際、III 族原料の流量比が、適用する $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースによって異なるため、GaAs スペーサ層成長条件の最適化が必要になる。一方で後述するよう、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT

は高い RF 特性や低ターン・オン電圧が実現できる有望な系であり、この DHBT にスペーサ層構造を適用することで、高電流利得かつ低駆動電圧、広帯域 DHBT の実現が期待できるだろう。

以上の内容の一部は、以下の雑誌に採択され掲載された。

Takuya Hoshi, Norihide Kashio, Hiroki Sugiyama, Haruki Yokoyama, Kenji Kurishima, Minoru Ida, Hideaki Matsuzaki, Masaki Kohtoku, “*Impact of strained GaAs spacer between InP emitter and GaAs_{1-y}Sb_y base on structural properties and electrical characteristics of MOCVD-grown InP/GaAs_{1-y}Sb_y/InP DHBTs*”, Journal of Crystal Growth, vol. 395, pp. 31 – 37 (2014).

参考文献

- [4-1] F. Brunner, S. Weeke, M. Zorn, and M. Weyers, J. Cryst. Growth 272, 111 (2004).
- [4-2] H. G. Liu, O. Ostinelli, Y. Zeng, and C. R. Bolognesi, IEEE Electron Device Lett. 28, 852 (2007).
- [4-3] Y. Oda, H. Yokoyama, K. Kurishima, and T. Kobajashi, Appl. Phys. Lett. 97, 023503 (2005).
- [4-4] S. W. Cho, J. H. Yun, D. H. Jun, J. I. Song, I. Adesida, N. Pan, and J. H. Jang, Solid-State Electronics 50, 902 (2006).
- [4-5] Y. P. Zeng, O. Ostinelli, H. G. Liu, and C. R. Bolognesi, Solid-State Electronics 52, 1202 (2008).
- [4-6] D. Gershoni, H. Temkin, J. M. Vandenberg, S. N. G. Chu, R. A. Hamm, and M. B. Panish, Phys. Rev. Lett. 60, 448 (1988).
- [4-7] M.-E. Pistol, M. Gerling, D. Hessman, and L. Samuelson, Phys. Rev. B, 45, 3628 (1992).
- [4-8] B. Theys F. Bourgeois, J. Chevallier, L. Svob, M. Miloche, R. Driad, and J. L. Benchimol, J. Appl. Phys. 80, 2300 (1996).
- [4-9] J. L. Benchimol, J. Mba, B. Sermage, M. Riet, S. Blayac, P. Berdager, A.M. Duchenois, P. André, J. Thuret, C. Gonzalez, and A. Konczykowska, J. Crystal Growth 209, 476 (2000).
- [4-10] S. A. Stockman, A. W. Hanson, S. M. Lichtenthal, M. T. Fresina, G. E. Hofler, K. C. Hsieh, and G. E. Stillman, J. Electron. Mater. 21, 1111 (1992).
- [4-11] R. A. Hamm, R. Malik, D. Humphrey, R. Ryan, S. Chandrasekhar, L. Lunardi, and M. Geva, Appl. Phys. Lett. 67, 2226 (1995).
- [4-12] X. G. Xu, J. Hu, S. P. Watkins, N. Matine, M. W. Dvorak, and C. R. Bolognesi, Appl. Phys. Lett. 74, 976 (1999).
- [4-13] D. A. Yarekha, S. Godey, X. Wallart, H. Colder, M. Zaknoune, and F. Mollot, J. Crystal Growth 301-302, 217 (2007).
- [4-14] P. Bove, H. Lahrekche, and R. Langer, IEEE proc. International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM), 2002, pp. 607-610.
- [4-15] R. Wiersma, J. A. H. Stotz, O. J. Pitts, C. X. Wang, M. L. W. Thewalt, and S. P. Watkins, J. Electron. Mater. 30, 1429(2001).
- [4-16] S.-H. Chen, C.-M. Chang, P.-Y. Chiang, S.-Y. Wang, W.-H. Chang, and J.-I. Chyi, IEEE Trans. Electron

Devices 57, 3327 (2010).

- [4-17] X. Wallart, S. Godey, Y. Douvry, and L. Desplanque, Appl. Phys. Lett. 93, 12119 (2008).
- [4-18] S. Weeke, M. Leyser, M. Pristovsek, F. Brunner, M. Weyers, and W. Richter, J. Crystal Growth 298, 159 (2007).
- [4-19] D. J. Bottomley, Jpn. J. Appl. Phys. 37, 2652 (1998).
- [4-20] D. J. Bottomley, Jpn. J. Appl. Phys. 39, 4604 (1998).
- [4-21] A. Jayaraman, W. Klement Jr, G. C. Kennedy, Phys. Rev. 130, 540 (1960).
- [4-22] F. Brunner, S. Weeke, M. Zorn, and M. Weyers, J. Crystal Growth 272, 111 (2004).
- [4-23] J. W. Matthews and A. E. Blakeslee, J. Crystal Growth 27, 118 (1974).
- [4-24] H. Temkin, D. G. Gershoni, S. N. G. Chu, J. M. Vandenberg, R. A. Hamm, and M. B. Panish, Appl. Phys. Lett. 55, 1668 (1989).
- [4-25] N. G. Tao, H. G. Liu, and C. R. Bolognesi, Solid-State Electronics 51, 995 (2007).
- [4-26] Y. P. Zeng, O. Ostinelli, H. G. Liu, and C. R. Bolognesi, Solid-State Electronics 52, 1202 (2008).
- [4-27] H. Liu, O. Ostinelli, Y. P. Zeng, and C. R. Bolognesi, IEEE Trans. Electron Devices 54, 2792 (2007).

第5章 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースによる低電圧駆動化

1. ターゲットとなる $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の組成の決定

本章では、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ をヘテロ接合バイポーラトランジスタ(HBT)のベース層に適用することで、HBT をさらに低駆動電圧化する試みについて述べる。第2章で示したよう、HBT のターン・オン電圧(V_{BE})は、E-B 接合の内蔵電位 $q\phi_{bi}$ に依存する。Type-II のバンドラインナップを有する HBT における E-B 間の内蔵電位 $q\phi_{bi}$ は、次式で与えられる^[5-1]。

$$q\phi_{bi} = E_{Vb} - E_F + E_{gp+} \quad (\text{E-B 接合が type-II 接合の場合})$$

すなわち内蔵電位 $q\phi_{bi}$ は、ベース層のドーピングレベル($E_{Vb} - E_F$)と、ベース層のバンドギャップ(E_{gp+})に依存する。ベース層のドーピングに関しては、低濃度化すればターン・オン電圧を低減できると考えられるが、同時にベース抵抗の増大を招き f_{\max} を低下させてしまうため、むやみに下げることが望ましくない。一方バンドギャップに関しては、ベース層の材料をより狭バンドギャップな材料を適用すればよい。 $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ や $\text{GaAs}_{0.51}\text{Sb}_{0.49}$ のバンドギャップはそれぞれ、0.74 - 0.75 eV および 0.72 - 0.74 eV であり^{[5-1]~[5-3]}、これよりバンドギャップの小さい材料の適用が、ターン・オン電圧低減に有効である。

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 四元混晶は、固相 In および Sb 組成を変えることで、1.424 eV のバンドギャップを有する GaAs から、0.17 eV の InSb まで^[5-4]、広い範囲でバンドギャップを変化させることができる材料である。とくに、固相 In、Sb 組成を増大させることで、 $\text{GaAs}_{0.51}\text{Sb}_{0.49}$ や $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ よりもバンド

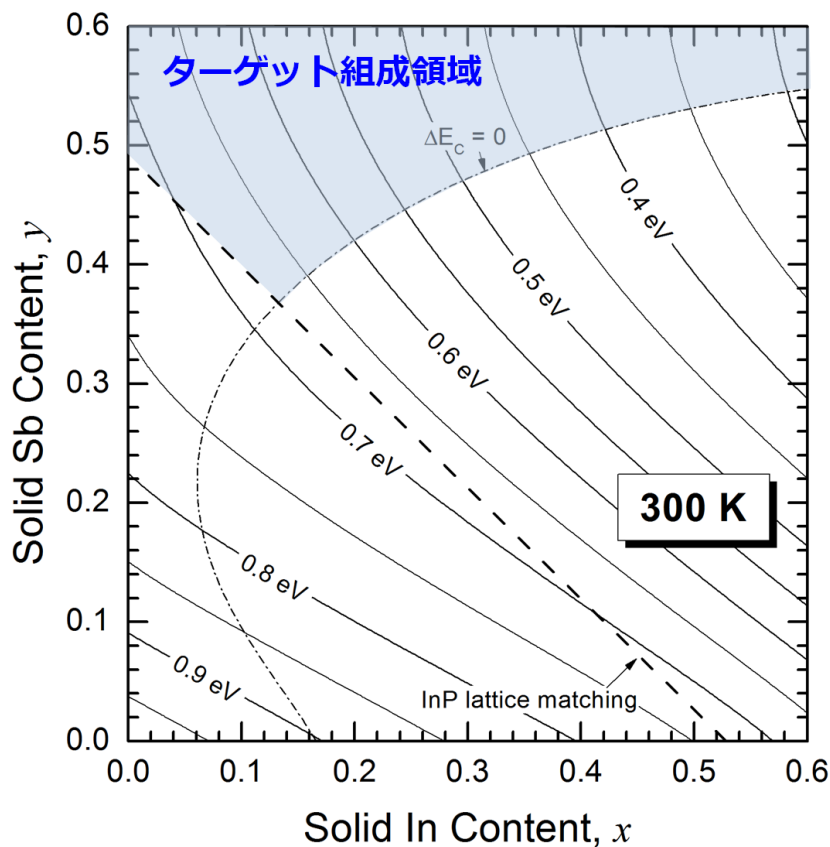


図 5-1. InP 上の歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の 300 K におけるバンドギャップの固相 In・Sb 組成依存性

ギャップを小さくすることができ、HBT のベース層に適用すれば、ターン・オン電圧を低減できるものと考えられる。図 5-1 に示したのは、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ のバンドギャップを、固相 In および Sb 組成に対して等高線で示したものである。バンドギャップの計算は Van de Walle が報告した Model Solid Theory^[5-5]に基づき、面内の二軸等方性歪がある場合の伝導帯と価電子帯のエネルギー変化を考慮して見積もった。計算に用いたパラメータは、Vurgaftman らの報告^[5-6]を参照した。計算は 300 K に設定して行った。バンドギャップの等高線からもわかるよう、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ は固相 In 組成および Sb 組成が大きくなるほど、バンドギャップが小さくなる傾向にある。図中の破線は、InP に格子整合するときの組成であるが、InP 格子整合条件のもとで $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を形成すると、バンドギャップがそれほど大きく変化しないことが分かる。これは格子整合条件を保とうとすると、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ に対して In 組成が増える代わりに Sb 組成が減少してゆくためである。図から推察されるよう、ターゲットとしては、なるべく In 組成も Sb 組成も高い方が望まれる。すなわち、InP 格子整合条件よりも圧縮歪の組成を選ぶことで、ターン・オン電圧を大幅に低減できると考えられる。一方、バンドラインナップについても考慮される必要がある。図中の一点鎖線は、InP と $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の伝導帯エネルギーが一致($\Delta E_C = 0$)するときの組成である。Gershoni らが報告した $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の $\Delta E_C = 0$ の組成を参照し^[5-7]、InP の伝導帯エネルギーを見積もった。図の一点鎖線の左側が、 $\Delta E_C < 0$ 、すなわち InP よりも $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の方が伝導帯エネルギーは高く、In/ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 接合は type-II のバンドラインナップを形成する。一方、一点鎖線の右側は、type-I のラインナップとなる第 2 章で議論したよう、type-I のバンドラインナップは、生じた E-B 接合の伝導帯オフセットによりターン・オン電圧が増大してしまう。このため、図中の type-II 接合を形成可能な組成を選択する必要がある。

以上より、ターン・オン電圧を低減する目的においては、ベース層の固相組成は次の二つの条件を満たす必要がある。

- (1) $\text{GaAs}_{0.51}\text{Sb}_{0.49}$ や $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ よりも E_g の小さい圧縮歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ であること
- (2) InP と type-II のバンドラインナップを形成すること

2. $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 成長技術と C ドーピング

2.1 試料構造

前節で、InP 系 HBT を低ターン・オン電圧化するための、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の狙いとなる組成が決定された。しかし第 2 章でも言及したよう、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ のような III-III-V-V 族化合物半導体では、固相組成を制御する技術が必要不可欠である。さらに HBT に応用するためには、高濃度の C ドーピング技術を同時に実現する必要がある。本節では特に、その固相組成制御技術および C ドーピング技術の確立を中心に、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の成長を行った検討について述べる。

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ エピタキシャル薄膜は、半絶縁性 Fe ドープ(001)InP 基板上に成長した。基板をホスフィン PH_3 雰囲気下で昇温しサーマルクリーニングを行った。そののち、基板温度を成長温度まで降温し、安定化ののちに 30 - 200 nm の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を成長した。本検討において、混晶組成を変化させるパラメータとして、III 族原料供給比(R_{III})、V 族原料供給比(R_{V})、V/III 比(V/III)、ドーピング原料供給比(R_{C})の 4 つを、以下のように定義した。

$$R_{\text{III}} \equiv [\text{TMIn}] / ([\text{TMIn}] + [\text{TEGa}])$$

$$R_{\text{V}} \equiv [\text{TMSb}] / ([\text{TMSb}] + [\text{AsH}_3])$$

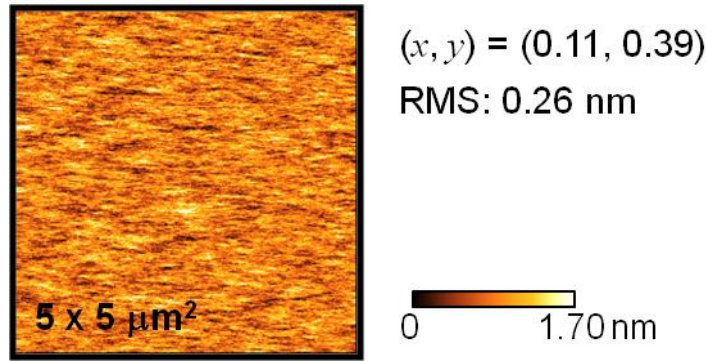


図 5-2. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の表面形態

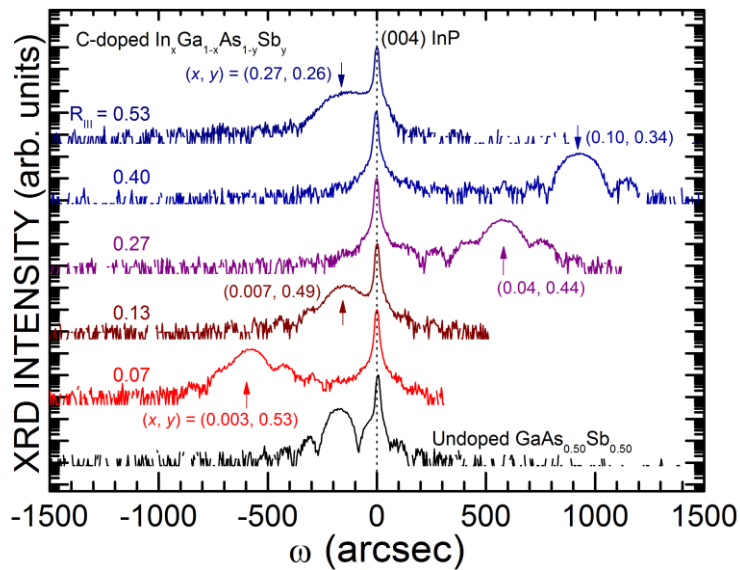


図 5-3. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の X 線回折パターン

$$R_C \equiv [\text{CBr}_4] / ([\text{TMIIn}] + [\text{TEGa}])$$

$$\text{V/III} \equiv ([\text{TMIIn}] + [\text{TEGa}]) / ([\text{TMSb}] + [\text{AsH}_3]).$$

本検討では、全 III 族原料供給量を一定とした $([\text{TEGa}] + [\text{TMIIn}] = \text{const.})$ 。ドーピング濃度を変化させるために、 R_C を変化させた。

2.2 表面形態および結晶品質評価

本検討にて報告する $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜はいずれも鏡面であり、光学顕微鏡レベルでの大きな段差やピットなどの構造物は観測されなかった。C ドープ $\text{In}_{0.11}\text{Ga}_{0.89}\text{As}_{0.61}\text{Sb}_{0.39}$ の AFM 表面観察の結果を、図 5-2 に示す。C ドープ $\text{In}_{0.11}\text{Ga}_{0.89}\text{As}_{0.61}\text{Sb}_{0.39}$ の表面形態は、その RMS 荒さが 0.26 nm 程度であり、前章で示した C ドープ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の表面形態と比較しても遜色ない値であった。

図 5-3 に示したのは、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の(004)回折の XRD 測定結果である。試料は成長温度 $T_g = 580^\circ\text{C}$ (設定温度)、 $\text{V/III} = 4.3$ 、 $R_V = 0.76$ 、 $R_C = 0.13$ とした。明瞭なフリンジ構造を伴う $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の回折ピークが観測されており、その半値全幅は、Scherrer の式^[5-8]で定められる半値全幅と同程度であった。また、 R_{III} の変化にともなう X 線回折ピークのシフトが観測された。これらは、

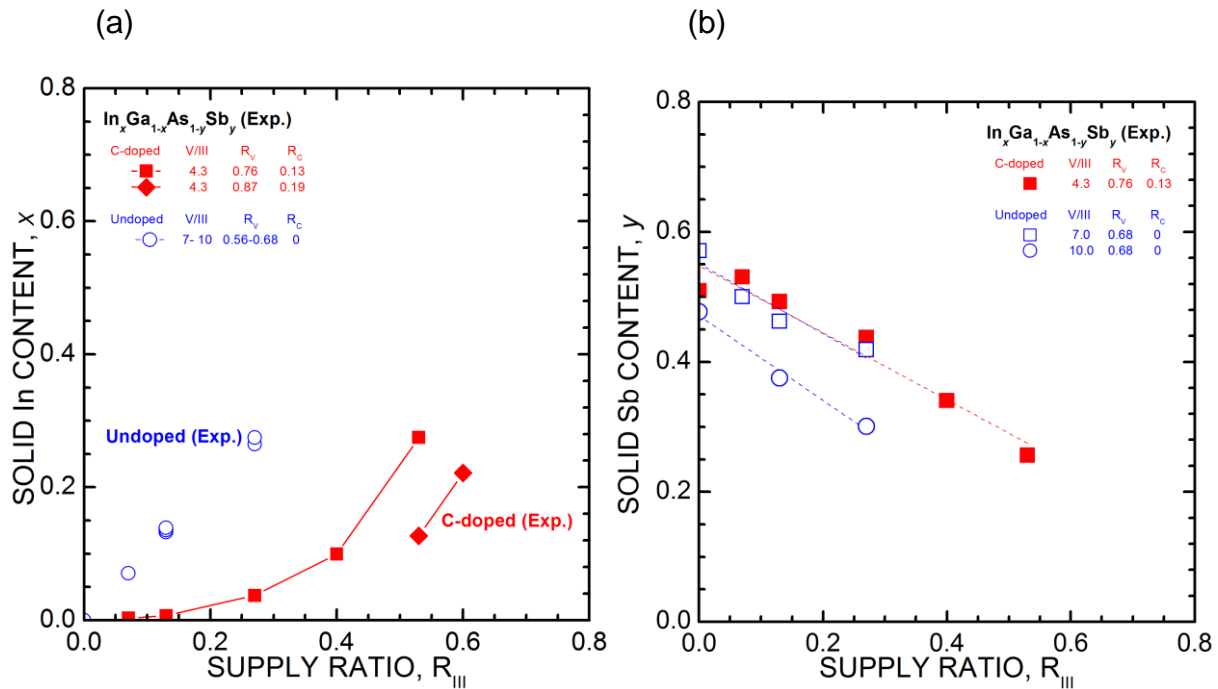


図 5-4. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の固相 In 組成および固相 Sb 組成の R_{III} 依存性

R_{III} の変化に伴う固相組成変化を反映したものであり、実際、後述する ICP-AES より見積もった固相組成よりシミュレーションした回折ピーク位置とよい一致を示した。 R_{III} の増大は供給する In 原料の増大を意味するが、一方で回折ピークは、 R_{III} が 0–0.3 までの範囲では、 R_{III} に対して回折ピークが高角側にシフトしており、In 組成の増大とは単純には対応していない。この結果は、C ドーピングによって、固相 III 族、V 族組成がともに大きく変動していることを示唆するものであり、この固相組成変動要因と制御技術については後述する。

2.3 固相組成および成長レート

2.3-1 原料供給比依存性

前述のように、C ドーピングによって $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ は、固相 In 組成および Sb 組成が大きく変動する傾向にあり、原料供給比と単純な関係にないことが明らかとなった。ここでは、固相組成と原料供給比との関係を実験的に明らかにし、また熱力学計算によってこれらを再現することで、固相組成の支配要因を明らかにする。

図 5-4(a)に示したのは、 R_{III} に対する $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相 In 組成の変化である。図中に示した白抜き丸(○)は、C ドーピングを行っていないアンドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の実験結果である。アンドープの試料は、 $0.56 \leq R_V \leq 0.68$ 、 $4.3 \leq V/\text{III} \leq 10$ の範囲で成長したが、図 5-4(a)に示されるよう、固相 In 組成は、 R_{III} に対してほぼ線形に増大した。これは、典型的な III-III-V 族化合物半導体材料と同様の傾向である。一方、C ドーピングを行った試料の実験結果を、黒塗りの四角(■および◆)でプロットした。C ドーピングを行った場合、固相 In 組成は R_{III} に対して非線形的に増大することが分かった。とくに $R_{\text{III}} \leq 0.13$ の領域では、固相 In 組成は 0.01 以下にまで低下しており、低 R_{III} では In が取り込まれにくい傾向にあった。また、 R_C を 0.13 から 0.19 に増大させた場合、In 組成はそれに伴って減少した。

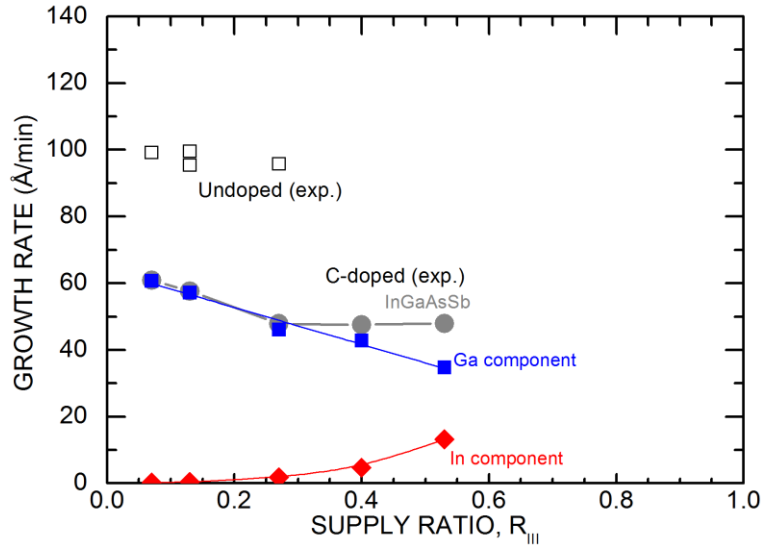


図 5-5. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の成長レートの R_{III} 依存性

図 5-4(b)に示したのは、アンドープおよび C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相 Sb 組成を R_{III} に対してプロットした結果である。アンドープも C ドープもともに、 R_{III} の増大に伴い固相 Sb 組成はほぼ線形に減少する傾向を示した。アンドープの試料においては、 V/III 比および R_V が異なる成長条件においても、同様に R_{III} の増大に対して固相 Sb 組成が減少する傾向を示した。これは、In リッチの $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ においては、InAs が InSb よりも取り込まれやすいことを示唆する。Koukitu らの報告^[5-9]によれば、 $\text{InAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 中の InAs のほうが、同一成長条件における $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 中の GaAs よりも優先的に固相に取り込まれやすい傾向を持っており、このような性質に起因すると考えられる。

以上から、C ドーピング時には、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相 In 組成は R_{III} に対して非線形的に増大する傾向にあり、とくに低 R_{III} ではほとんど In が取り込まれないことが分かった。また、アンドープも C ドープもともに、 R_{III} の増大に伴い固相 Sb 組成はほぼ線形に減少することが明らかとなった。特に固相 In 組成に関しては、 CBr_4 の持つエッチング効果により、このような固相組成の非線形的振る舞いが現れたと考えられる。そこで、このような振る舞いについて議論するために、アンドープおよび C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の成長レートを、 R_{III} に対してプロットした結果を図 5-5 に示す。アンドープの試料の成長レートは、およそ 100 Å/min であった。これは、 R_V や V/III を変化させても、大きく変化することはなかった。これに対し、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の成長レートは、アンドープに比べて小さく、また R_{III} の増大に対し、はじめは線形的に減少し、その後 $R_{III} = 0.27$ 以上ではほぼ一定となることが分かった。このような特徴的な振る舞いについて解析するために、成長レートを Ga 成分と In 成分に分離して同様にプロットした。この時、Ga 成分および In 成分は、成長レートと固相組成の積として見積もった。Ga 成分は、 R_{III} に対してほぼ線形に減少した。これに対し、In 成分は、 $R_{III} \leq 0.13$ ではほぼ 0 であり、その後、 $R_{III} = 0.13$ 以上で徐々に増大するような振る舞いを示した。

このような成長レートの振る舞いから、C ドーピング時の固相 In 組成の R_{III} に対する非線形的な振る舞いは、低 R_{III} において、成長レートの In 成分が著しく減少したことに起因すると考えられる。この In 成分の成長レートの減少は、C ドーピングの際、 CBr_4 の分解過程で生じた HBr のエッチング効

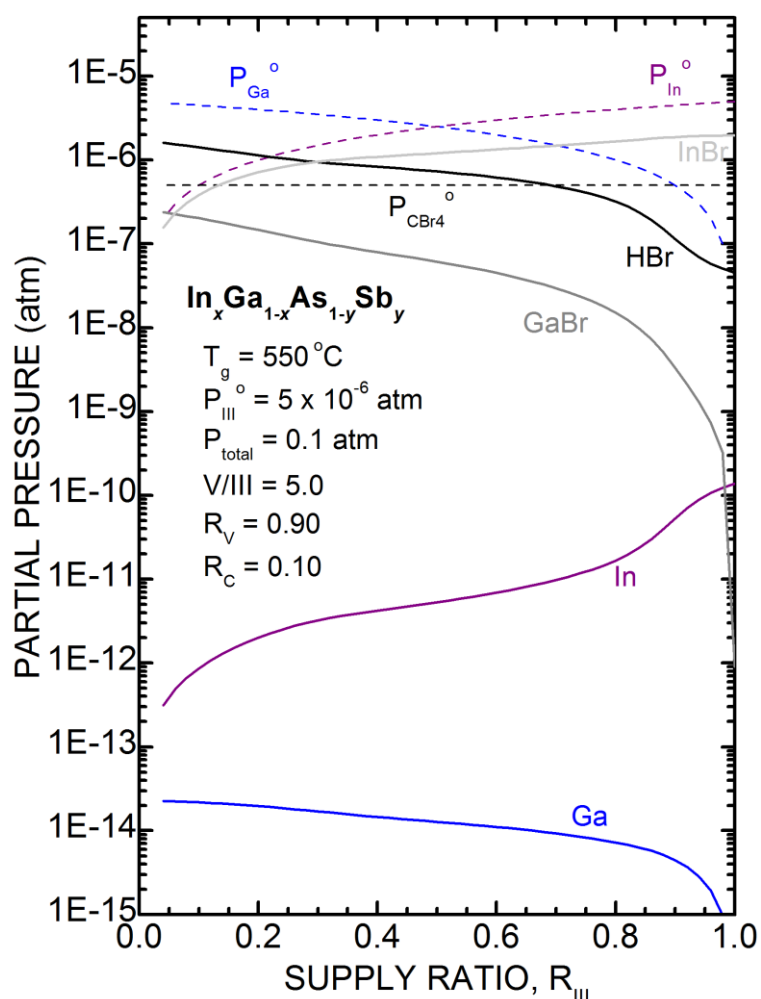


図 5-6. 熱力学計算により見積もられた平衡分圧の R_{III} 依存性

果に起因すると考えられる。 CBr_4 はMOCVD成長の場合、 H_2 キャリアガスや AsH_3 のHと反応し、 HBr を生成する^[5-10]。このとき、生成された HBr は表面のGaおよびInと反応し、第3章で示した化学反応式(8)および式(9)のような過程で、 $InBr$ および $GaBr$ といった臭化物を生成する。これらInおよびGaの臭化物は、揮発性が高いため、固相にはほとんど取り込まれない^[5-9]。図5-5に示したよう、アンドープ時の成長レートは、 R_{III} 、 R_V 、 V/III を変化させてもほとんど変わらない。 V/III は1よりも大きいため、成長レートは全III族原料供給モル流量律速である。このため、Cドープ時の成長レートの著しい減少は、III族臭化物とくに $InBr$ が生成されたことにより、III族元素の取り込み量の減少に起因すると結論付けられる。

ここまでの実験結果より、固相へのInの取り込みを抑制している主要因が、 CBr_4 によるエッチング効果であることが示唆された。そこで、この点に関してより詳細に議論を行うために、熱力学計算により、 R_{III} に対する固相In組成の変化を解析した。第3章で示した手順に基づき、 $R_V = 0.90$ 、 $R_C = 0.10$ 、 $V/III = 5.0$ の条件のもと、想定した分子の平衡分圧の R_{III} 依存性を計算し図5-6に図示した。図中の実線は計算された平衡分圧であり、破線は設定した供給分圧である。 P_i は分圧を表し($i = Ga, In, As_2, As_4, Sb_2, Sb_4, AsH_3, GaBr, InBr, HBr, H_2$)、 P_i^o は供給分圧を表す。図5-6には、図面の煩雑化を避けるため、III族に関連した元素のみプロットした。 $InBr$ および $GaBr$ の平衡分圧は、InやGaに比べて何桁も大きいこと

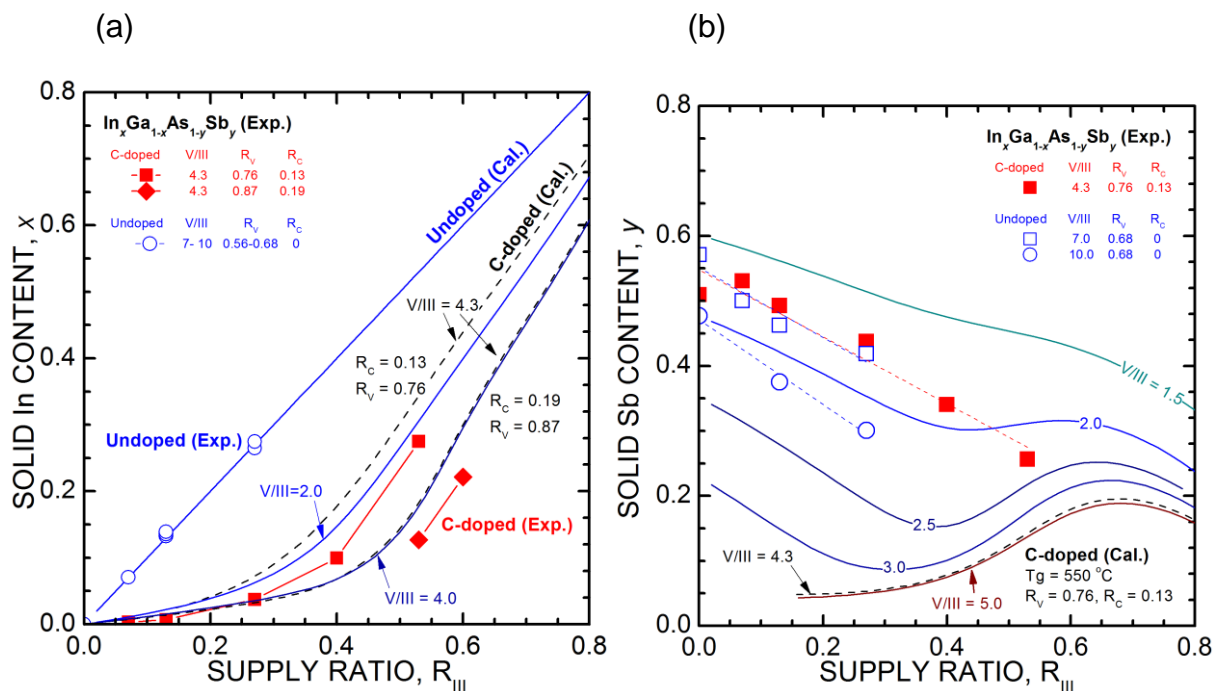


図 5-7. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相 In 組成および固相 Sb 組成の R_{III} 依存性。実線および破線は、熱力学計算によって見積もられた固相組成の R_{III} 依存性

がわかる。結晶成長の駆動力は、供給分圧に対してどの程度固相に取り込まれるかによって見積もることができ、たとえば In 成分に関しては、 $\Delta P_{\text{In}} = P_{\text{In}}^0 - P_{\text{In}} - P_{\text{InBr}}$ が駆動力に相当する。つまり、気相に残っている各元素に関連した分子の分圧が低いほど、残りは固相に取り込まれる。逆に、気相中の InBr や GaBr の分圧が高いということは、それだけ固相に取り込まれない、すなわちエッチング効果が現れているということである。それぞれの元素の駆動力から、固相 In 組成は次の式で見積もることができる。

$$x = \frac{(P_{\text{In}}^0 - P_{\text{In}} - P_{\text{InBr}})}{[(P_{\text{In}}^0 - P_{\text{In}} - P_{\text{InBr}}) + (P_{\text{Ga}}^0 - P_{\text{Ga}} - P_{\text{GaBr}})]}$$

$$= \frac{\Delta P_{\text{In}}}{(\Delta P_{\text{In}} + \Delta P_{\text{Ga}})}$$

図 5-6 によれば、とくに InBr については、In の供給分圧に匹敵する程度まで、平衡分圧が高いことがわかる。一方 GaBr は、Ga に比べれば高いが、供給分圧と比較すればまだ 1 桁以上低い値である。このため、とくに低 R_{III} の領域では、InBr の分圧が In の供給分圧に比べて極めて高くなるために、固相 In 組成が著しく減少するものと考えられる。

次に実際に平衡分圧より固相 In 組成を見積もり、計算した結果について示す。図 5-7(a)は、熱力学計算によって見積もられた、固相 In 組成の R_{III} 依存性を、図 5-4(a)の実験結果と合わせてプロットしたものである。図中の実線は、実験結果と同様の計算条件を適用したもの、破線は実験結果をもっともよく再現できた時の計算結果である。計算結果は、In の非線形的な取り込みを再現している。また、 R_C の増大に伴う、固相 In 組成の減少傾向もよく再現した。計算結果は $R_C = 0.13$ においては $V/III = 2.0$ のときに、 $R_C = 0.19$ においては $V/III = 4.0$ のときに、よく実験結果を再現しており、いずれも、実際の実験条件とはやや V/III が低い。これは、我々の結晶成長装置の、基板表面における実際の V/III 比が、供給 V/III 比よりも低くなっていることを示唆する。

また、固相 Sb 組成についても同様に計算により得られた平衡分圧より見積もった組成を、図

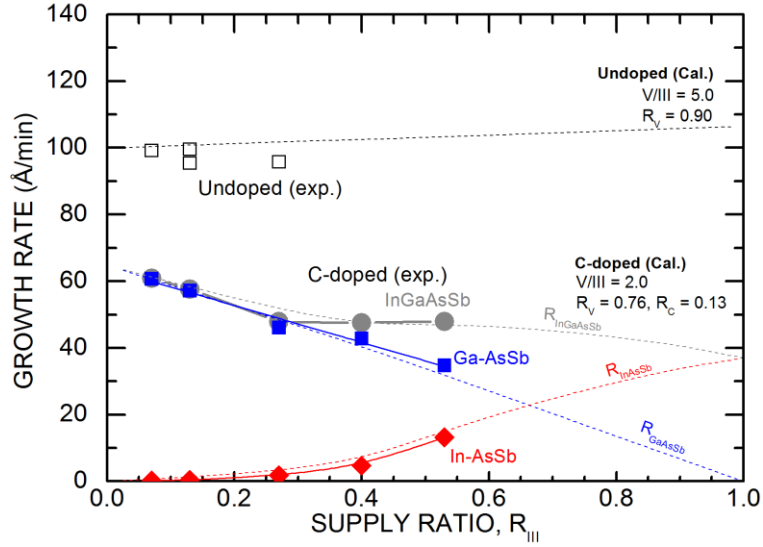


図 5-8. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の成長レートの R_{III} 依存性。破線は、熱力学計算より見積もられた成長レート

5-7(b)に示す。図 5-4(b)の実験結果も同図に示した。計算結果は、 V/III 比 1.5 ~ 5.0 の範囲で行った。破線は実験条件と同じ、 $V/\text{III} = 4.3$ にて計算を行った結果であるが、実験結果とは Sb 組成が下回っていることがわかる。 V/III を変えていくつか計算を行った結果、 $V/\text{III} = 1.5 - 2.0$ のときに、もっとよく実験結果を再現しており、これは固相 In 組成の計算結果の傾向とも一致する。

以上より、 CBr_4 によるエッチング効果を取り込んだ熱力学計算によって、固相 In 組成および Sb 組成の振る舞いを再現することができた。次に、図 5-5 で示された成長レートの振る舞いと対応を考えることにする。成長レートは、 III 族原料の供給律速であると仮定し、各二元系の格子定数を考慮し、次のような式を用いて、もっとも格子定数の大きい InSb の格子定数 LC_{InSb} と、全 III 族原料供給分圧 P_{III}° で規格化した成長レートを計算した。

$$(\text{Relative growth rate}) = R_{\text{Ga-component}} + R_{\text{In-component}}$$

$$R_{\text{Ga-component}} = [yLC_{\text{GaSb}}/LC_{\text{InSb}} + (1-y) LC_{\text{GaAs}}/LC_{\text{InSb}}] (P_{\text{Ga}}^\circ - P_{\text{Ga}} - P_{\text{GaBr}}) / P_{\text{III}}^\circ$$

$$R_{\text{In-component}} = [yLC_{\text{InSb}}/LC_{\text{InSb}} + (1-y) LC_{\text{InAs}}/LC_{\text{InSb}}] (P_{\text{In}}^\circ - P_{\text{In}} - P_{\text{InBr}}) / P_{\text{III}}^\circ$$

図 5-7(a)において、 $R_{\text{C}} = 0.13$ のときに実験結果をよく再現した $V/\text{III} = 2.0$ の条件で、上の式を用いて見積もった成長レートと、 Ga 成分、 In 成分を図 5-8 に示した。図 5-5 における実験結果も併せてプロットした。 $R_{\text{C}} = 0.13$ における GaAsSb の成長レートを $R_{\text{III}} = 0$ のときの成長レートとして用い、成長レートの絶対値を計算した。計算結果は、実験結果の傾向をよく再現していた。すなわち、低 R_{III} において、 In 成分が著しく小さく、 R_{III} が大きくなるにつれ、 In 成分が徐々に増大した。一方、 GaBr の平衡分圧は小さいため、 GaAsSb はほとんどエッチング効果による成長レートへの影響を受けておらず、 $R_{\text{III}} = 0$ から R_{III} が増大するにつれて、 Ga 成分はほぼ線形に減少した。

一点、計算において注意せねばならない点がある。それは、今回の計算において、 CBr_4 の分解が 100 %であると仮定した点である。この仮定の下では、第 3 章式(12)のような関係が成り立つ。しかし、実際の系においては、 CBr_4 の分解は完全ではなく、 CBr_4 は部分的に分解して CBr_z ($z = 0, 1, 2, 3, 4$) の形で供給されると考えられる。従って実際の気相中には、未反応の CBr_z が存在しているものと考え

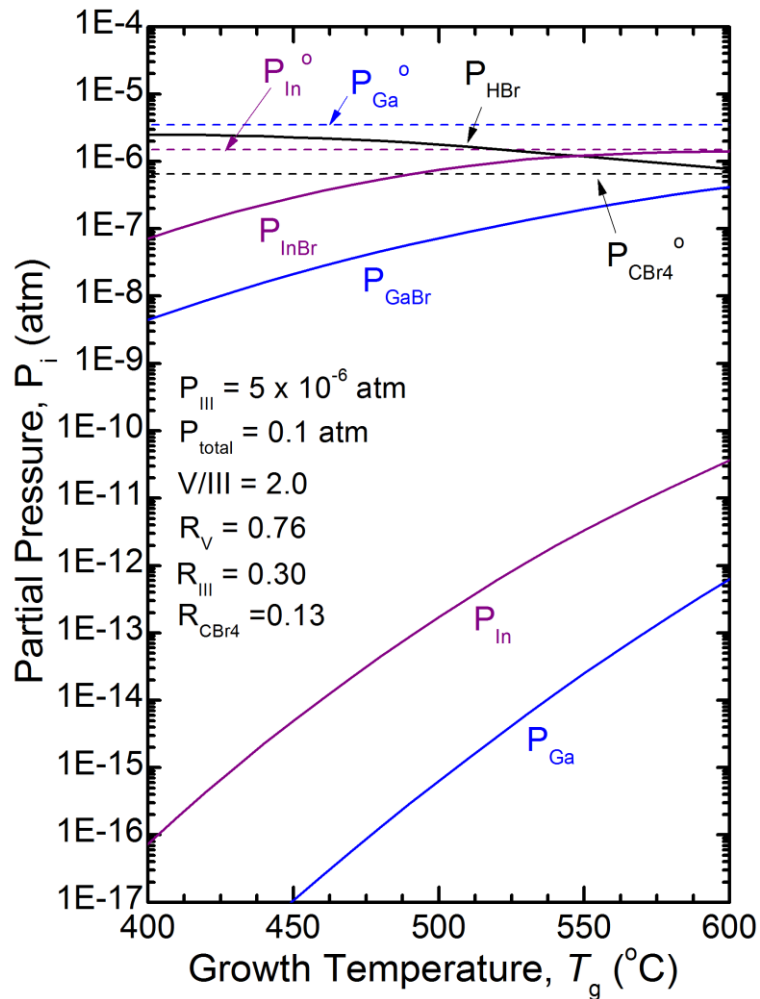


図 5-9. 平衡分圧の成長温度依存性

られる。また、さらに注意すべき点として、今回 III-C や V-C などの炭化物の影響を計算に取り込んでいない点である。ここで、今回の実験における R_C は多くとも 0.2 以下程度に設定されているが、一方後述するよう、ホール測定によって見積もられるドーピング濃度は高くとも $2 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ 以下程度であった。つまり、III 族原料供給量に匹敵する程度まで CBr_4 を供給しているにもかかわらず、固相に取り込まれた分は供給量の何十分の一以下である。したがって、残りの C は気相に存在すると考えられ、その分圧の絶対量は決して少なくない。今回、これらの C に関する反応は、支配的反応式と圧平衡定数を見積もるのが容易ではないため、計算には採用しなかったが、とくにより正確な解析による固相組成の見積もりを行う場合には、これらの影響も考慮すべきであると考えられる。

2.3-2 成長温度依存性

ここまでの検討により、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の MOCVD 成長時における固相 In 組成の変動から、 CBr_4 のエッチング効果が In の取り込みを抑制し、固相 In 組成の減少を引き起こすことが明らかとなった。また、このエッチング効果を考慮した熱力学計算によって、固相組成変動要因を明らかにし、また計算によって固相組成変動の予測を行うすべを確立した。そこで本節ではさらに、熱力学計算によって、ターゲット組成である高 In・Sb 組成かつ HBT に適用可能な正孔濃度を実現できる成長条件を模

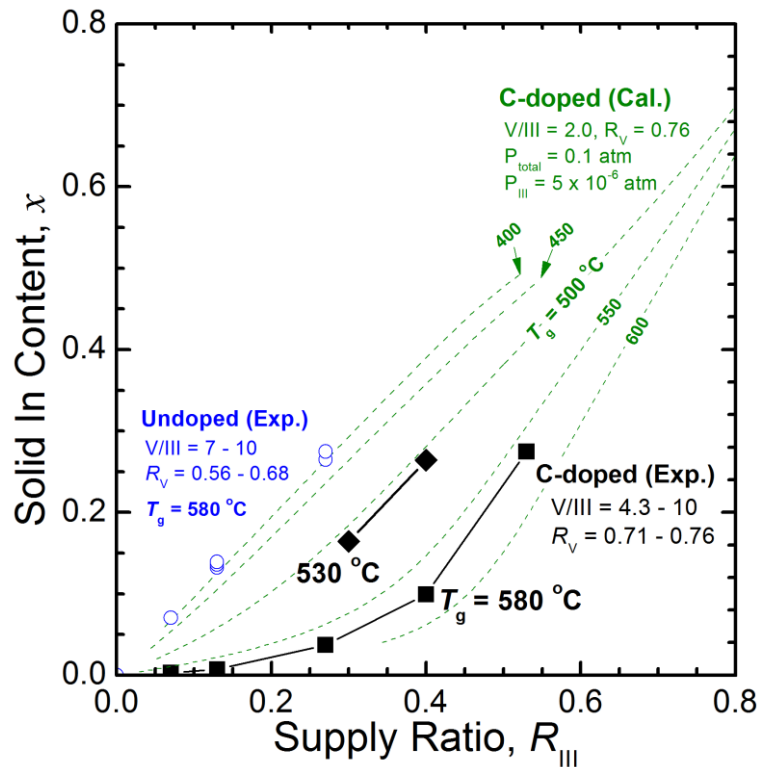


図 5-10. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相 In 組成の R_{III} 依存性。成長温度 580°C および 530°C のときの実験結果をプロット。破線は熱力学計算により見積もられた、 R_{III} に対する固相 In 組成変化の成長温度依存性

索する。そして実際に実験的に検証した結果について示す。

まず、熱力学計算によって成長条件の模索を行う。特にここでは、成長温度の影響について検討する。図 5-9 に示したのは、成長時の平衡分圧の温度依存性を、熱力学計算によって求めた結果である。計算は、全圧 $P_{\text{total}} = 0.1 \text{ atm}$ 、 $R_{III} = 0.30$ 、 $R_V = 0.76$ 、 $V/III = 2.0$ 、 $R_C = 0.13$ とし、成長温度(T_g): $400 - 600^\circ\text{C}$ の範囲で計算を行った。その結果、成長温度が高くなるにつれて InBr および GaBr の分圧が増大することが分かった。 $T_g \sim 600^\circ\text{C}$ のときには、 InBr の分圧が、In 原料の供給分圧に匹敵することが分かった。この結果から、高温成長においては多くの In が固相に取り込まれず、気相中に InBr の形で残存していることが示唆される。一方、 T_g を下げることで InBr の分圧は減少し、低温成長では In の取り込みが増大することが予想された。

上記計算結果の平衡分圧より見積もった固相 In 組成の R_{III} 依存性を、図 5-10 に破線で示した。図 5-10 には、図 5-4 の実験結果を同様に示した(図中の黒塗り ■)。 $T_g = 600^\circ\text{C}$ のときには、低 R_{III} ではほとんど In が取り込まれず、ここから徐々に T_g が下がるにつれて、エッチング効果の影響が小さくなり、固相 In 組成が増大することが分かった。 $T_g \sim 400^\circ\text{C}$ では、アンドープ条件と固相 In 組成がほとんど変わらないことが分かった。したがって、従来よりも成長温度を下げることで、エッチング効果を抑制することができ、結果高い固相 In 組成を実現できるのではないかと考えられる。

ただし、低温成長においては、次に示すいくつかの問題点が考えられる。まず、成長温度の低下に伴い原料の分解効率が低下する。これにより、III 族原料の分解効率が悪化し、固相 In 組成が変動

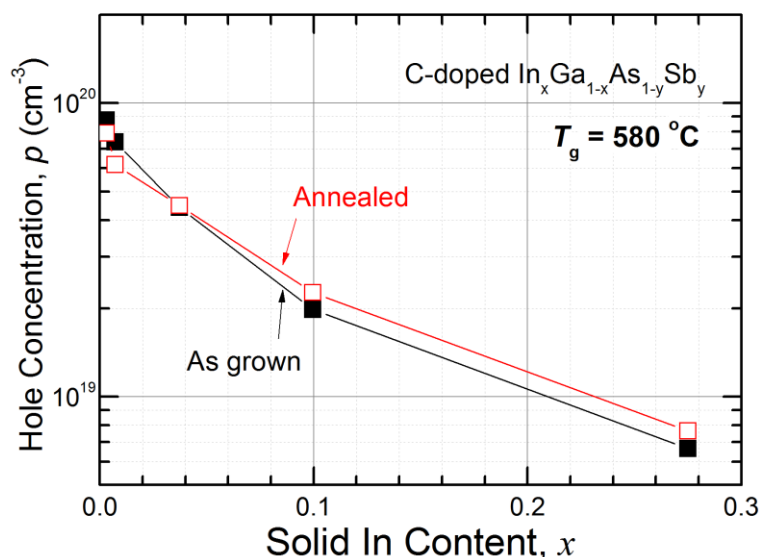


図 5-11. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の正孔濃度の固相 In 組成依存性。成長後および N_2 雰囲気下でのアニール後の実験結果をプロット

する可能性が示唆される。また、 AsH_3 の分解効率が、温度に対して非常に敏感な領域であるため^[5-12]、固相 V 族組成も容易に変動することが予想される。また、水素(H)パッシベーションの影響の顕在化も考えられる。この点については 5.2.4 節にて詳細を述べることにするが、成長温度の低減は、C ドーピングした際の C アクセプタの活性化を H が補償してしまい、正孔濃度が減少してしまうことが考えられる。特に $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 系材料における MOCVD 成長においては、この H パッシベーションの影響が顕在化する^[5-13]。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の場合は、共有結合のイオン度が低いために、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ に比べ H パッシベーションの影響が小さいと報告されている^[5-14]。しかし、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ から徐々に In 組成が増え、徐々に $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ に近づくことが考えられるので、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の成長において、むやみに成長温度を下げることは、とくに高正孔濃度化が要求される HBT の応用においては望まれない。

そこで今回、成長温度を従来よりも 50 °C 低い、530 °C にて実際に薄膜の成長を行った。成長条件は $R_V = 0.71$ 、 $V/\text{III} = 10$ 、 $R_C = 0.13$ とした。その結果を図 5-10 に黒塗り◆で示す。成長温度を下げることで、同一 RIII 条件下でも、固相 In 組成が増大することが示された。特にその傾向は、計算結果と実験結果が良い一致を示しており、 T_g を下げたことによる III 族原料の分解効率の低下の影響は、小さいものと思われる。

2.4 電気特性

ここまでの検討で、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相組成制御技術について述べた。本節では、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の電気特性について述べる。

まず水素パッシベーションの影響に関する検討に述べる。図 5-11 に、固相 In 組成に対する C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の正孔濃度の変化を示す。薄膜は、 $T_g = 580\text{ °C}$ 、 $R_V = 0.76$ 、 $V/\text{III} = 4.3$ 、 $R_C = 0.13$ で成長した。黒塗りの■は As grown の場合の実験結果である。固相 In 組成の増大に伴う正孔濃度の減少は、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ のドーピング効率の固相組成依存性を反映しているものと考えられる。

また、白抜き丸は同一成長条件の試料を N_2 雰囲気下でのアニールを行った後の試料の実験結

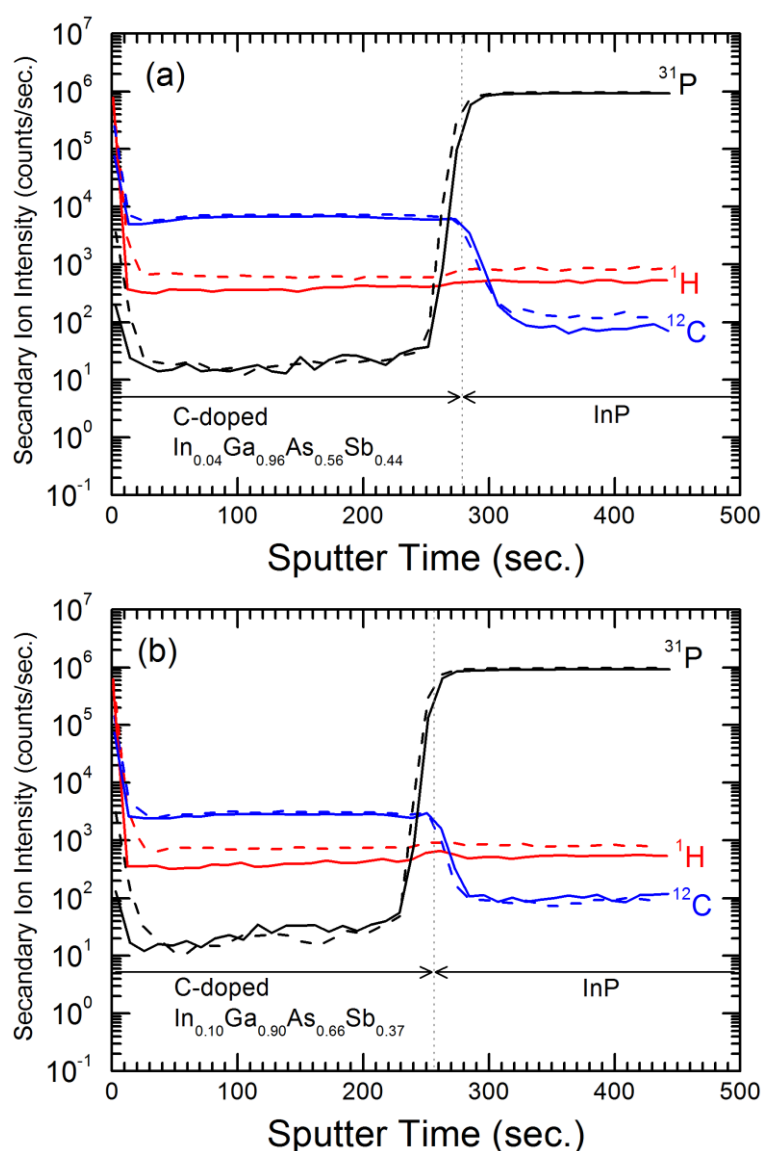


図 5-12. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の SIMS プロファイル。成長後(実線)および N_2 雰囲気下でのアニール後(破線)の実験結果をプロット

果である。もし H パッシベーションされていれば、 N_2 アニールにより活性化し、正孔濃度が増大する [5-14],[5-15]。特に $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の場合、 N_2 雰囲気下で 500°C 、数分のアニール処理により、活性化の判定が可能であることが報告されている [5-14],[5-15]。しかし、どの固相 In 組成においても、アニール処理の前後においてほとんど正孔濃度が変化しなかった。その変化量は、GaAs や $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ と比較しても同程度であった($\sim 10\%$)。これは、MOCVD 成長の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の C アクセプタの H パッシベーションに比べて小さく、Sb 系材料の水素パッシベーション耐性の高さが $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ についても維持されていることを示唆する。

図 5-12 に、SIMS により N_2 アニール前後での薄膜中の H 濃度の変化を測定した結果について示す。図 5-12(a)は固相 In 組成 0.04 の試料の測定結果、図 5-12(b)が固相 In 組成 0.10 の場合の測定結果である。成長温度はともに $T_g = 580^\circ\text{C}$ である。実線は As grown の状態、破線が N_2 雰囲気でのアニール後の結果である。それぞれ、ホール測定によって得られた正孔濃度は、 $4.4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ および $2.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$

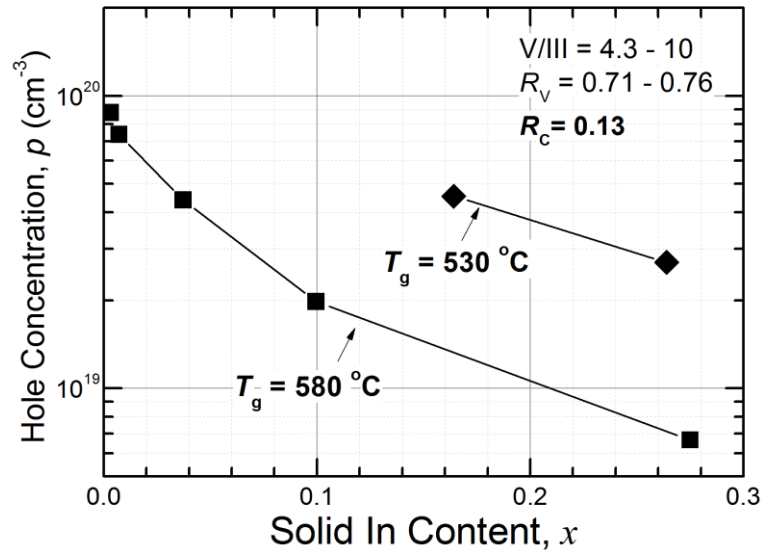


図 5-13. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の正孔濃度の固相 In 組成依存性。成長温度 580 °C(■)および 530 °C(◆)のときの実験結果をプロット

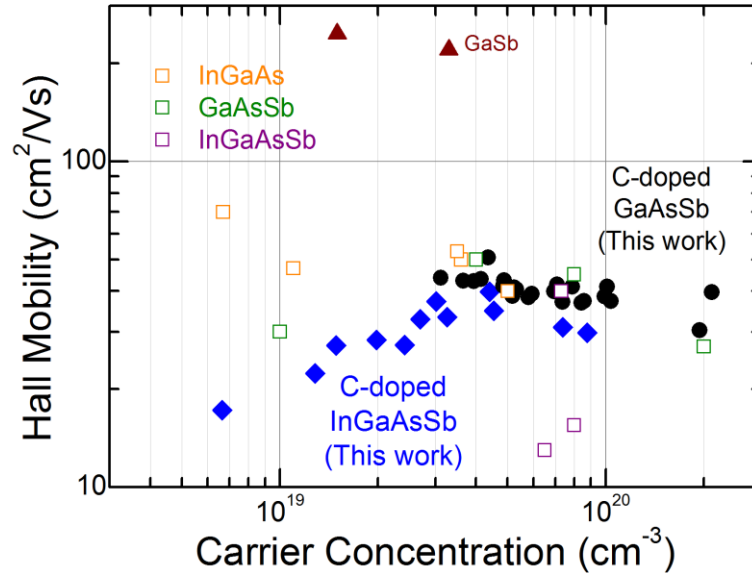


図 5-14. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の正孔移動度の正孔濃度依存性

であった。いずれの試料においても、H の二次イオン強度はバックグラウンドレベルであり (GaAs 換算での H 濃度で $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 以下)、As grown とアニール後においても、H および C 濃度の顕著な変化は見られなかった。この結果は、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ においても $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 同様に、H パッシベーションの影響が小さいことを示唆する。

次に成長温度を下げた場合の結果について示す。図 5-13 に示したのは、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相 In 組成に対する正孔濃度の変化である。前述した $T_g = 580 \text{ }^\circ\text{C}$ の場合の結果を図中黒■で示す。前述のように C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ は、同一 R_c でも、固相 In 組成の増大に伴い正孔濃度が減少する。 $T_g = 580 \text{ }^\circ\text{C}$ のとき、固相 In 組成 $x \sim 0.20$ においては、その正孔濃度は $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下にまで減少した。これに対し、 $T_g = 530 \text{ }^\circ\text{C}$ の場合の結果を図中赤●で示す。成長温度を下げることで、同一 In 組成にお

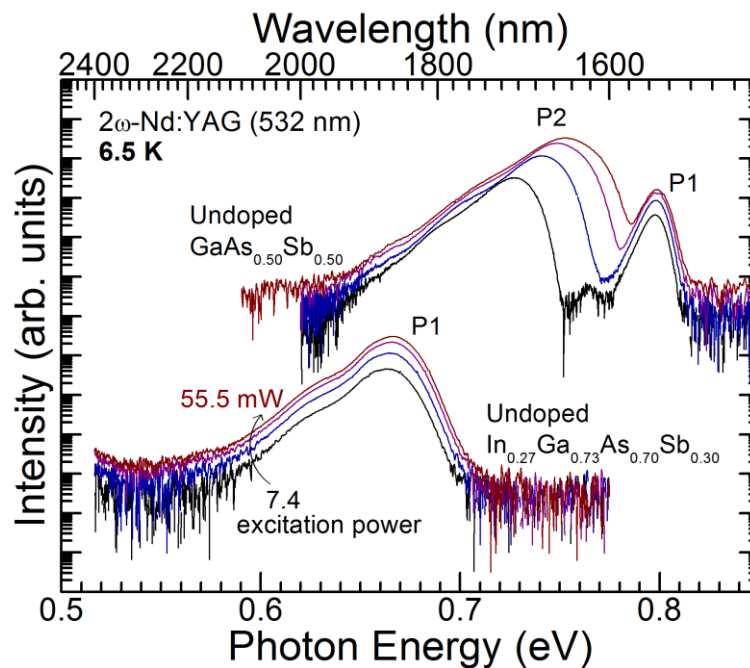


図 5-15. 6.5 K におけるアンドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の PL スペクトル

ける正孔濃度が増大する傾向にあった。この成長温度の低下に伴う正孔濃度の増大に関しては、様々な要因が考えられるのであるが、一つは成長温度低下に伴う実効的な V/III 比の減少、特に AsH_3 の分解率低下に伴う As の供給量低下が起こり、C の取り込みが増大している可能性が示唆される。また、 $T_g = 530^\circ\text{C}$ の試料は、成長レートが 580°C 成長の試料よりもやや減少しているために、III 族の原料の分解率が低下していることも考えられ、このような成長レートの低下が起こった結果、C の取り込み量の増大が引き起こされた可能性も示唆される。今回、 $T_g = 530^\circ\text{C}$ の場合、固相 In 組成 $x \sim 0.20$ において、正孔濃度 $p \sim 3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ を実現した。 10^{19} cm^{-3} 台中盤の正孔濃度が、比較的高い In 組成と Sb 組成を維持しつつ実現できるようになった。

図 5-14 に示したのは、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の正孔濃度と正孔移動度の関係である。比較のために、第 4 章で示した C ドープ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ 結果と、既報告の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の結果も示した [5-16]~[5-25]。正孔濃度が $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以上の試料は、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ よりはいくらか低いものの、 $\sim 35 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 程度の正孔移動度が得られ、四元混晶化に伴う移動度の著しい低下は見られなかった。しかし、 $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 以下では正孔移動度が減少する傾向にあり、正孔移動度が $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ のとき $15 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 程度まで減少する傾向にあった。これらの傾向は、あまり固相 In 組成に依存しておらず、固相 In 組成 ~ 0.25 程度まで同様の振る舞いを呈した。混晶中でのキャリアの合金散乱成分の増大が、固相 In 組成の増大に伴う移動度の減少に寄与していると考えられる。詳細なメカニズムに関しては、移動度の温度依存性などの測定を行い、支配的な散乱機構を解明する必要がある。

以上から今回の検討によって、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の低温成長によって、 CBr_4 のエッチング効果が抑制され、結果的に固相 In 組成が増大し、高い正孔濃度との両立が可能となった。

2.5 光学特性

次節において、大面積 HBT のターン・オン電圧を評価するに当たり、光学測定、とくにフォトルミネッセンスによって、そのバンドギャップの固相組成依存性について評価を行った。図 5-15 に示すのは、アンドープ $\text{GaAs}_{0.50}\text{Sb}_{0.50}$ および $\text{In}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{As}_{0.70}\text{Sb}_{0.30}$ の低温 6.5 K における PL スペクトルである。Nd-YAG レーザの 2 倍高調波(532 nm)により、試料を励起した。 $\text{GaAs}_{0.50}\text{Sb}_{0.50}$ においては、P1 とラベルされたバンド端近傍発光(Near band edge, NBE)を観測した。また、P2 とラベルされた、比較的半値全幅の大きい発光が、0.72 ~ 0.76 eV の領域に観測された。PL の励起密度を 7.4 mW から 55.5 mW に変えると、P2 の発光はおよそ 25 meV のブルーシフトを呈した。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y/\text{InP}$ ヘテロ構造においては、InP の伝導帯の電子と、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ の価電子帯の正孔との、空間的に間接的な再結合過程が報告されている。Hu らは^[5-27]、このような励起密度に対する強い依存性は、band bending effect によるもの^{[5-26][5-27][5-28][5-29]}と報告している。このため、今回観測された P2 を、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y/\text{InP}$ の界面での type-II 発光であると同定した。

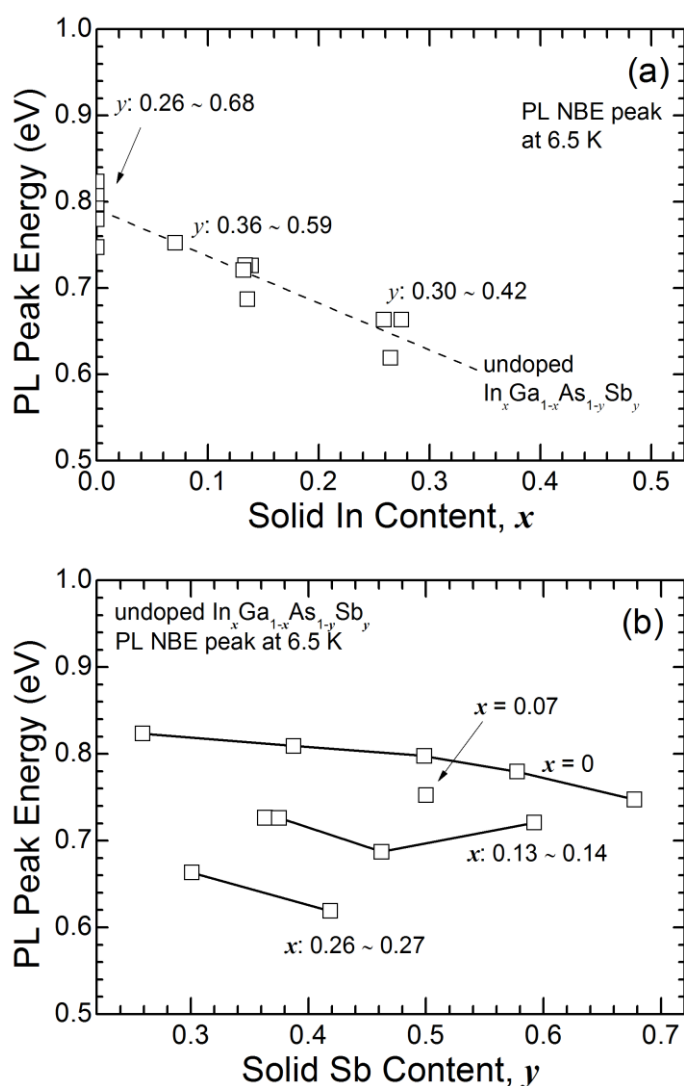


図 5-16. PL 発光ピークエネルギーの固相 In 組成および固相 Sb 組成依存性

これに対し、 $\text{In}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{As}_{0.70}\text{Sb}_{0.30}$ においては、発光ピークは励起密度の依存性の小さい 0.66 eV 近傍の NBE 発光のみが観測された。今回の測定可能範囲である～2400 nm までの波長域には、type-II 発光は観測されなかった。NBE ピークエネルギー位置は、 $\text{GaAs}_{0.50}\text{Sb}_{0.50}$ よりも 0.13 eV 程度低かった。

図 5-16(a)および(b)に示したのは、さまざまな固相組成のアンダーブ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の PLNBE 発光ピーク位置を、固相 In および固相 Sb 組成に対してプロットした結果である。すべてのピークエネルギー位置は、PL の励起密度依存性を測定し、励起密度 0 に外挿したときの値をプロットした。図 5-16(a)に示したよう、PL ピークエネルギーは、固相 In 組成の増大に伴い、低エネルギーシフトする傾向にあった。固相 In 組成の 0.1 の変化で、おおよそ 50 meV 程度ピークエネルギーがシフトした。また、図 5-16(b)に示すよう、固相 Sb 組成に対しては、固相 In 組成ほどではないが、PL 発光ピークは Sb 組成の増大に伴い、低エネルギーシフトする傾向にあった。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y(x \sim 0)$ に関しては、Peter らの報告^[15-26]とよい一致を示した。

以上の結果から、固相 In 組成および Sb 組成の増大により、バンドギャップが小さくなることが示めされ、HBT のターン・オン電圧低減に有効であることが示唆された。我々が成長したアンダーブ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の PL ピークは、計算により見積もられるバンドギャップエネルギーよりもいくらか低エネルギー側に観測された。この点に関しては、明確な理由は明らかとなっていないが、特に混晶組成揺らぎや、結晶のオーダリング^{[5-30][5-31][5-32]}による影響が原因ではないかと考えられる。

3 大面積 DHBT 特性

3.1 試料構造

layer	material	Doping (cm ⁻³)	Thickness (nm)
Cap	InGaAs/InP	$n: \sim 3 \times 10^{19}$	
Emitter	InP	$n: \text{uid}$ $\sim 5 \times 10^{17}$	20 ~ 70
Base	$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ①圧縮歪 $0.15 \leq x \leq 0.20, 0.55 \leq y \leq 0.57$	$p: 1.3 \sim$ 4.4×10^{19}	30 ~ 32
	②引張歪 $0.11 \leq x \leq 0.26, 0.19 < y < 0.36$	$p: 1.3 \sim$ 3.3×10^{19}	
	$\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ $0.35 \leq y \leq 0.50$	$p: 3.1 \sim$ 16×10^{19}	
Collector	InP	$n: \text{uid}$ $\sim 2 \times 10^{17}$	100 ~ 200
Subcollector /Buffer	InGaAs/InP	$n: \sim 3 \times 10^{19}$	
3 inch S.I. InP(001) substrate			

表 5-1. 大面積 DHBT の層構造

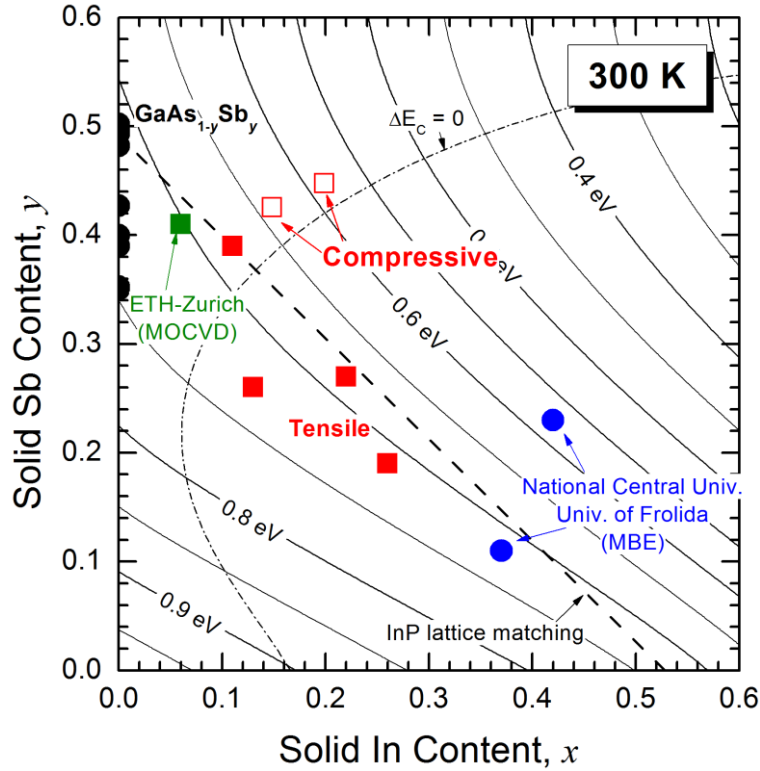


図 5-17. InP 上の歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の 300 K におけるバンドギャップの固相 In・Sb 組成依存性。既報告の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT の固相組成^{[5-24][5-25],[5-33]}および、本研究で作製した歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の固相組成もプロットした。

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の固相組成とターン・オン電圧の相関を調査するために、さまざまな固相 In・Sb 組成の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースを有する大面積 DHBT を作製した。表 5-1 にその試料構造を示した。3 インチ半絶縁 InP 基板上に、InP/InGaAs のバッファ層およびエッチストップ層、InP/InGaAs からなる n 型サブコレクタ層 ($> 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$)、100 - 200 nm の n 型 InP コレクタ層、およそ 30 nm の C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース層、20 - 70 nm の n 型 InP エミッタ層、および n 型 InGaAs コンタクトキャップ層 ($> 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) からなる。図 5-17 に、今回試作した DHBT のベース層の固相 In 組成および Sb 組成をプロットした。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースの歪と組成から、大きく 3 つに分類分けして評価を行った。圧縮歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は赤口で示した。その In 組成、Sb 組成、および正孔濃度はそれぞれ、 $0.15 \leq x \leq 0.20$ 、 $0.55 \leq y \leq 0.57$ 、 $1.3 \times 10^{19} \leq p \leq 4.4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の範囲で作製した。また比較として、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース(黒●)および引っ張り歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース(赤■)を作製した。また、図中の緑■および青●は、既報告の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の組成である。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の Sb 組成および正孔濃度はそれぞれ、 $0.35 \leq y \leq 0.50$ および $3.1 \times 10^{19} \leq p \leq 1.6 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ の範囲で作製した。また引っ張り歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の In 組成、Sb 組成および正孔濃度はそれぞれ、 $0.11 \leq x \leq 0.26$ 、 $0.19 < y < 0.36$ および $1.3 \times 10^{19} \leq p \leq 3.3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ の範囲で作製した。

3.2 大面積 DHBT の電気特性とターン・オン電圧

図 5-18 に大面積 DHBT の I_C - V_{CE} 特性を示す。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の I_C - V_{CE} 特性におい

ては、オフセット電圧は 80 mV 以下であり、GaAs_{1-y}Sb_y ベース DHBT (~ 180 mV) に比べて小さな値を呈した。 $I_B = 0$ A 時の耐圧は $BV_{CEO} > 6$ V であり、大面積 DHBT としては標準的であった。

図 5-19 に、作製した大面積 HBT のガンメルプロットのコレクタ電流(I_C)を示す。デバイスはエミッタサイズ 100 $\mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ であり、(a)は GaAs_{1-y}Sb_y ベース、(b)は In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースである。測定は、 $V_{CE} = 1.0$ V で行った。GaAs_{1-y}Sb_y ベース DHBT においては、ベース層の正孔濃度を $3.1 \times 10^{19} \leq p \leq 1.6 \times 10^{20}$ cm⁻³ とした。

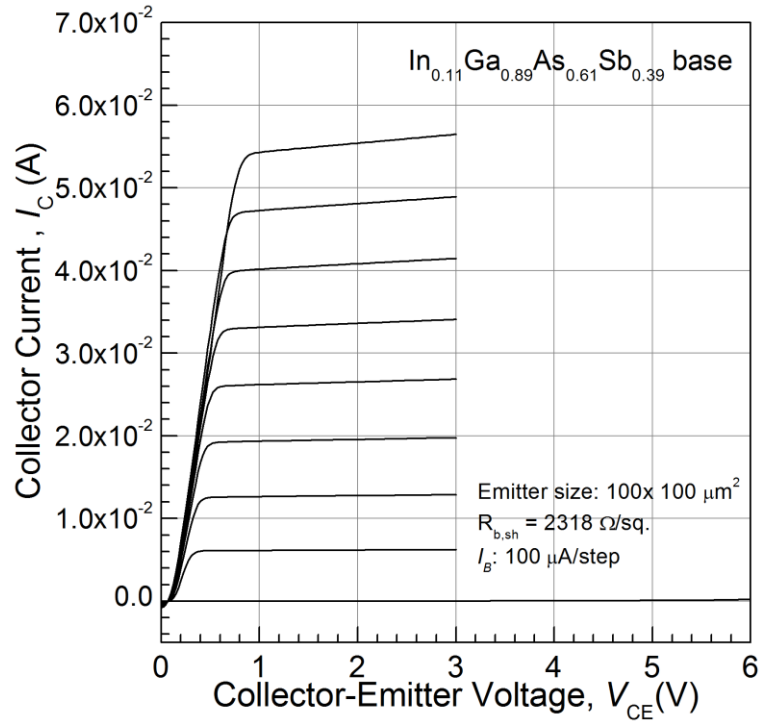


図 5-18. In_{0.11}Ga_{0.89}As_{0.61}Sb_{0.39} ベース大面積 DHBT の I_C - V_{CE} 特性

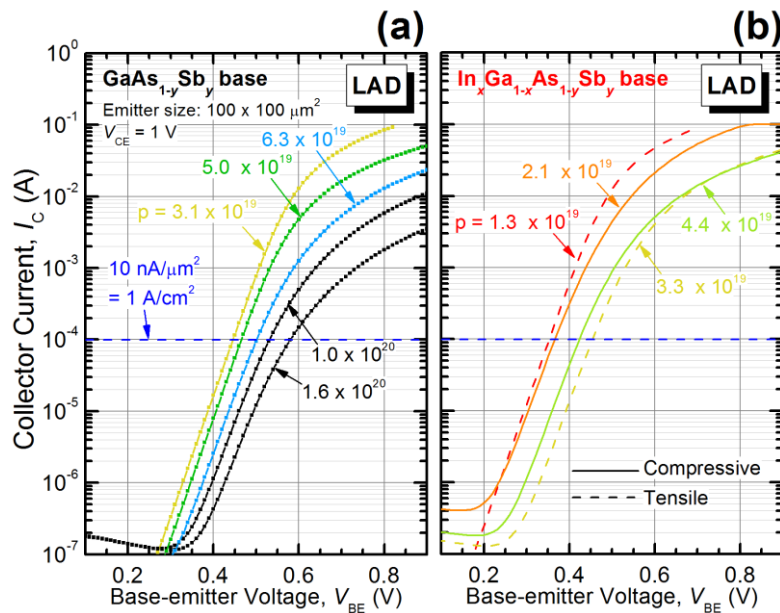


図 5-19. GaAs_{1-y}Sb_y および In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース大面積 DHBT のガンメルプロット

$\times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ の範囲で作製したところ、正孔濃度の増大に対して I_C の立ち上がり、すなわちターン・オン電圧が高電圧側にシフトした。このとき、 $J_C = 1 \text{ A/cm}^2$ のときのベース-エミッタ間電圧(V_{LAD})が、0.446 V から 0.580 V に増大した。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT においては、その立ち上がり電圧は、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT よりも低く、また、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースと同様、正孔濃度の増大に伴いコレクタ電流の立ち上がりが高電圧側にシフトする傾向を呈した。 V_{LAD} は、最も低い値で 0.35 V (@ $p = 1.3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$)であった。

図 5-20 に示したのは、DHBT の V_{LAD} の固相 In 組成依存性である。固相 In 組成の増大に伴い、

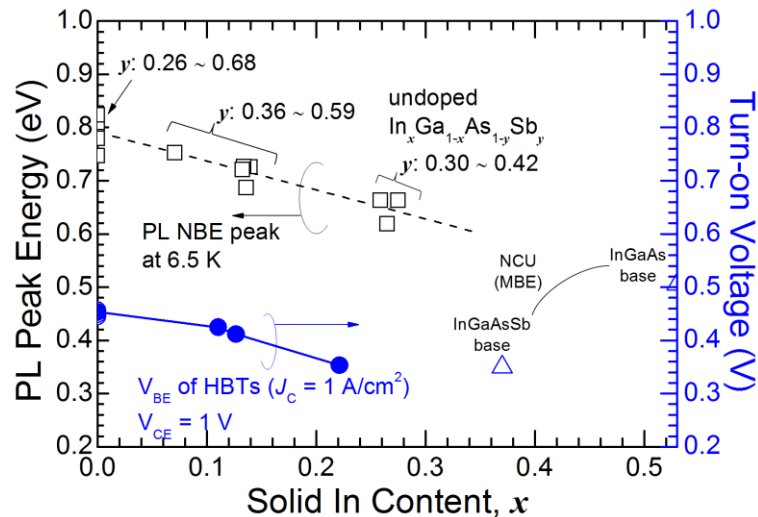


図 5-20. PL 発光ピークエネルギーおよび大面積 DHBT のターン・オン電圧の固相 In 組成依存性

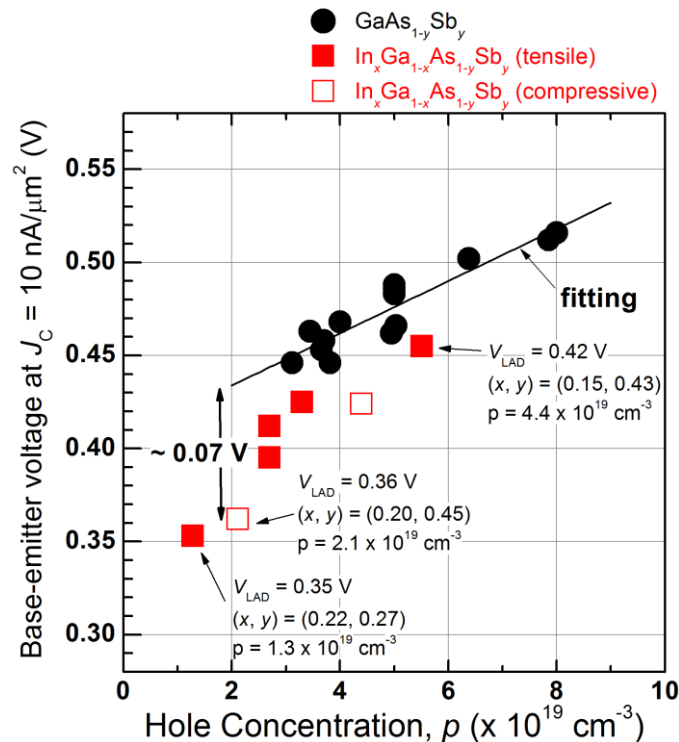


図 5-21. 大面積 DHBT のターン・オン電圧の正孔濃度依存性

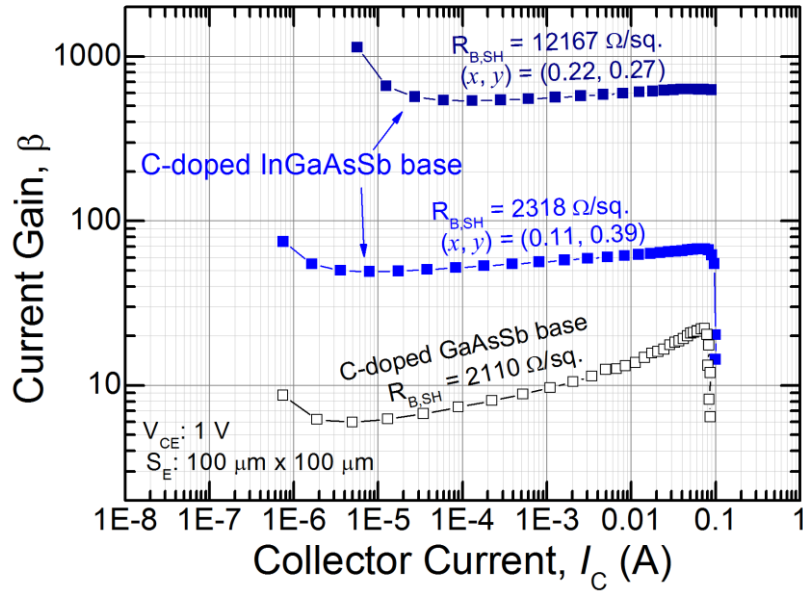


図 5-22. 大面積 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の電流利得のコレクタ電流依存性

V_{LAD} は減少する傾向にあった。図 5-20 上段に、PL ピークエネルギーの固相 In 組成依存性を示したが、PL ピークの変化と、DHBT の V_{LAD} の変化がよく対応しており、 V_{LAD} はバンドギャップに強く依存していることが示唆された。

正孔濃度と V_{LAD} の関係について調査するため、ベース層の正孔濃度に対して、 V_{LAD} を図 5-21 にプロットした。黒●は $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース、赤■および赤□は、それぞれ引張歪、および圧縮ひずみの $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の結果である。 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT においては、 p が小さいほど V_{LAD} が低減される傾向にあった。この、ベース層の正孔濃度に対する V_{LAD} のふるまいは、ベース層における価電子帯端エネルギーとフェルミエネルギーとのエネルギー差に起因すると考えられる。熱平衡状態の場合、縮退した p 型半導体においては、 $E_V - E_F = kT[\ln(p/N_V) + 2^{-3/2}(p/N_V)]$ で表わされる^{[5-1][5-34]}。 N_V は価電子帯の有効状態密度である。この式から計算される p -GaAs および p -GaSb の室温の $E_V - E_F$ の正孔濃度依存性を計算したところ、正孔濃度の増大とともに、 $E_V - E_F$ も増大し、その変化の傾向は、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の V_{LAD} の変化と類似していた。このことから、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の V_{LAD} の変化は、正孔濃度の増大による $E_V - E_F$ の増大に起因すると考えられる。これに対し、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT においては、 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT に比べて、同一正孔濃度であっても V_{LAD} が低く、また、引張り歪よりも圧縮歪の方が、さらに V_{LAD} が低いことが分かった。このような結果は、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースによる狭 E_g 化の効果を示唆するものであるとともに、圧縮歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースの適用が、DHBT のターン・オン電圧の低減に有効であることが示唆された。

3.3 電流利得

次に、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の電流利得特性について述べる。図 5-22 に、大面積 DHBT の電流利得を、コレクタ電流密度(J_C)に対してプロットした結果を示す。図中の白抜き□は $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の結果、図中黒塗り■は $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の結果である。 InP エミッタの厚さ

layer	material	Doping (cm ⁻³)	Thickness (nm)
Cap	InGaAs/InP	$n \sim 3 \times 10^{19}$	
Emitter	InP	$n \sim 5 \times 10^{17}$	20
Base	$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ $0.15 \leq x \leq 0.20,$ $0.55 \leq y \leq 0.57$	$p: 2.1 \sim 4.4 \times 10^{19}$	30
Collector	InP	$n: \sim 2 \times 10^{17}$	100
Subcollector/Buffer	InGaAs/InP	$\sim 3 \times 10^{19}$	
3 inch S.I. InP(001) substrate			

表 5-2. 微細 DHBT の層構造

が 70 nm の試料の結果を示した。GaAs_{1-y}Sb_y ベースと比較して In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースは、同程度のベースシート抵抗値($R_{b,sh}$)であっても高い電流利得を示した。たとえば、GaAs_{0.50}Sb_{0.50} ベースは $R_{b,sh} = 2110 \Omega/\text{sq.}$ に対して $J_C = 6 \times 10^2 \text{ A/cm}^2$ のときの電流利得は約 20 程度であった。これに対し In_{0.11}Ga_{0.89}As_{0.61}Sb_{0.39} ベースにおいては、 $R_{b,sh} = 2318 \Omega/\text{sq.}$ と同程度のベースシート抵抗にもかかわらず、電流利得は 67.5 という高い値を呈した。図 5-22 に示したよう、電流利得の J_C 依存性において、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースの方がその J_C 依存性が小さく、傾きが緩やかなことがわかる。図の傾きは理想係数 m で表現され^[5-34]、ガンメルプロットの I_C および I_B の理想係数(n_C および n_B)とは、 $\beta = I_C/I_B = I_C^{(1-1/m)}$ という関係式から、 $m \sim n_B/n_C$ と表現できる。In_{0.11}Ga_{0.89}As_{0.61}Sb_{0.39} ベース DHBT の n_B および n_C は、それぞれ 1.03 および 1.01 であり、 m はほぼ 1 であるため、図 5-22 のように傾きが小さくなる。一方 GaAs_{0.50}Sb_{0.50} ベースの n_B は約 1.1 であり、In_{0.11}Ga_{0.89}As_{0.61}Sb_{0.39} ベースよりも大きく、結果 m 値が増大し図 5-22 の傾きが増大する。GaAs_{0.50}Sb_{0.50} と In_{0.11}Ga_{0.89}As_{0.61}Sb_{0.39} との違いは n_B の差であり、したがって再結合電流が In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースでは小さいことが示唆される。この要因は、E-B 接合における伝導帯のオフセットの低減が挙げられる。In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y は、GaAs_{1-y}Sb_y から In 組成が増大すると、InP との伝導帯オフセット量が減少する。E-B 接合の type-II 障壁は、エミッタからベースに注入される電子に対しては障壁となるため、オフセット量が大きいと電流利得が小さくなる傾向にあるが、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースの適用により、伝導帯オフセットが小さくなり、利得が増大したものと考えられる。このような結果は、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースの適用により、低ターン・オン電圧かつ高電流利得の DHBT が実現できることを示唆するものである。

4. 微細 DHBT 特性

以上より、高 In 組成・高 Sb 組成の圧縮歪 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースの適用により、DHBT の V_{LAD} の低減が示唆された。また、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースは高い電流利得を実現できることが示唆された。そこで、エミッタ幅 0.25 μm の DHBT を作製し、その $J_C = 1 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ のときのベース-エミッタ間電圧(ターン・オン電圧)を評価した。表 5-2 に示したのは、作製した DHBT の層構造である。サブコレクタ層やエミッタコンタクト層の設計は大面積 HBT と同様であるが、100 nm の n 型 InP コレクタ($n: 2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$)、30 nm の p 型 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース、20 nm の n 型 InP エミッタ($n: 5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$)を適用している。ベース

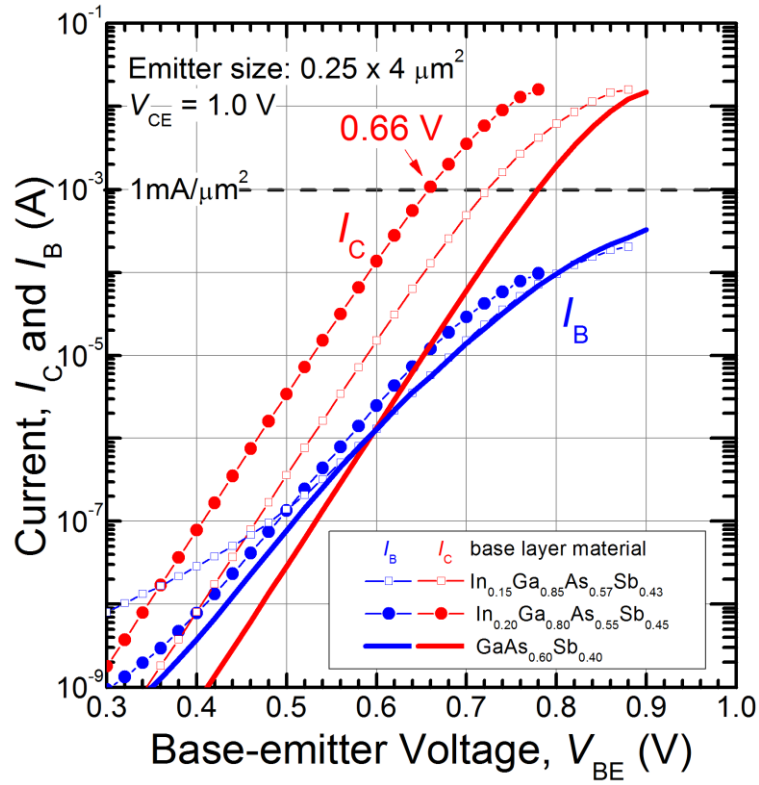


図 5-23. エミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース微細 DHBT のガンメルプロット

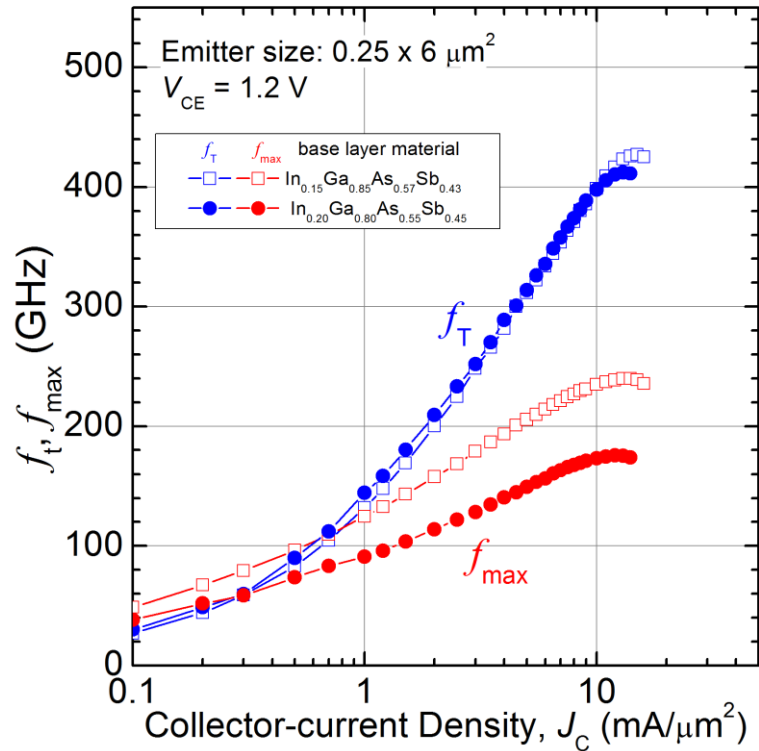


図 5-24. エミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース微細 DHBT の f_T および f_{max} のコレクタ電流密度

層の固相組成は、圧縮歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース大面積 DHBT の場合と同様である。

図 5-23 に示すのは、作製した DHBT のガンメルプロットである。測定は $V_{CE} = 1.0 \text{ V}$ で行った。エミッタサイズは $0.25 \times 4.0 \text{ } \mu\text{m}^2$ であり、エミッタ-ベース電極間距離は $0.15 \text{ } \mu\text{m}$ である。●および○は $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.55}\text{Sb}_{0.45}$ ベース ($p \sim 2.1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$)、■および□は $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}_{0.57}\text{Sb}_{0.43}$ ベース ($p \sim 4.4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) の I_C および I_B である。比較として、第 4 章で議論した $\text{GaAs}_{0.60}\text{Sb}_{0.40}$ ベース ($p \sim 4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) も示した。 $\text{GaAs}_{0.60}\text{Sb}_{0.40}$ ベースに比べ、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースはそのターン・オン電圧が低く、 $\text{GaAs}_{0.60}\text{Sb}_{0.40}$ 、 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}_{0.57}\text{Sb}_{0.43}$ 、 $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.55}\text{Sb}_{0.45}$ ベースの $J_C = 1 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ のときのターン・オン電圧はそれぞれ、 0.78 V 、 0.73 V 、および 0.66 V であった。 $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.55}\text{Sb}_{0.45}$ ベースのターン・オン電圧は $\text{GaAs}_{0.60}\text{Sb}_{0.40}$ ベースよりも 0.1 V 以上低く、 InP 擬似格子整合系 HBT の中ではもっとも低い値であった。 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}_{0.57}\text{Sb}_{0.43}$ ベースにおいては、 $\text{GaAs}_{0.60}\text{Sb}_{0.40}$ ベースと同程度の正孔濃度であるにもかかわらず、そのターン・オン電圧は 0.05 V 程度低く、これは狭 E_g 化効果による低減効果を示すものである。 $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.55}\text{Sb}_{0.45}$ ベースおよび $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}_{0.57}\text{Sb}_{0.43}$ ベース DHBT の最大電流利得は、 $\sim 165 (J_C = 13 \text{ mA}/\mu\text{m}^2)$ および $\sim 79 (J_C = 15 \text{ mA}/\mu\text{m}^2)$ であった。

図 5-24 に、電流利得遮断周波数(f_T)および最大発信周波数(f_{\max})の J_C 依存性を示す。測定は $V_{CE} = 1.2 \text{ V}$ で行った。エミッタサイズは $0.25 \times 6.0 \text{ } \mu\text{m}^2$ であり、エミッタ-ベース電極間距離は $0.15 \text{ } \mu\text{m}$ である。ピーク f_T/f_{\max} は、 $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.55}\text{Sb}_{0.45}$ ベースで $412 \text{ GHz}/175 \text{ GHz}$ ($J_C = 13 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$)、 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}_{0.57}\text{Sb}_{0.43}$ ベースで $426 \text{ GHz}/238 \text{ GHz}$ ($J_C = 15 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$) であった。ピーク f_T に関しては、第 4 章で示した、同様の構造を有する $\text{GaAs}_{0.60}\text{Sb}_{0.40}$ ベース ($f_T = 388 \text{ GHz}$ @ $J_C = 10 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$) と遜色ない値であった。このような結果は、四元混晶化しても、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースの電子移動度は $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースと遜色ないことを示唆する。ピーク f_{\max} については、 $\text{GaAs}_{0.60}\text{Sb}_{0.40}$ ベースと比べてやや低い、これは $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の方がコレクタ層のドーピング濃度を $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ と高めに設定しているため、ベース-コレクタ間容量(C_{BC})が増大したことで、 f_{\max} 低下につながったと考えられる。ベース層のさらなる低抵抗化により、 f_{\max} もさらに向上できると期待できる。

5. まとめと今後の展望

本章では、 InP 系 DHBT を低ターン・オン電圧化するべく、ベース層に $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 四元混晶を適用する検討について述べた。

バンド計算の結果、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ は高 In ・高 Sb 組成ほどその E_g が小さくなる傾向にあり、とくに InP 格子整合条件よりも圧縮ひずみの状態が、狭 E_g 化に有効であることが示された。また、 InP エミッタに対して、type-II のバンドラインナップを形成することが、ターン・オン電圧の観点から有利であり、以上の二点を同時に満たす混晶組成を本施策のターゲット組成とした。そこで本章ではまず、C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の結晶成長における成長制御技術について検討した結果について述べた。C ドーピングの際、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相 In ・ Sb 組成および成長レートが減少した。熱力学計算結果より、 CBR_4 のエッチング効果が固相組成変動の支配要因であることが示唆された。また、平衡分圧の温度依存性より、低温成長において、エッチング効果が抑制され、固相 In 組成が増大することが示唆された。実際に成長温度を、従来の 580°C から 530°C へと減少させたことで、固相 In 組成が増大した。また、低温成長により、正孔濃度が増大され、固相 In 組成 0.20 程度のとき、 $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 程度の正孔濃度を得た。このような C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を大面積 HBT に適用し、低ターン・オン電圧効果を検証した結果について示した。ベース層に狭 E_g の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を適用することで、DHBT のターン・オン電圧は

GaAs_{1-y}Sb_y ベースよりも低減することが示された。特に、圧縮歪 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース DHBT は、引っぱり歪 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース DHBT よりも低く、狭 E_g 化効果が示された。そこで、エミッタ幅 0.25 μm の圧縮歪 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース微細 DHBT を作製した。In_{0.20}Ga_{0.80}As_{0.55}Sb_{0.45} ベース DHBT は、 $J_C = 1 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ 時のターン・オン電圧 0.66 V を呈した。これは、これまで報告されている InP 擬似格子整合系 DHBT の中では、筆者らが知る限りでは最も低いターン・オン電圧であった。In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース DHBT は、ベース層厚 30 nm、コレクタ層厚 100 nm において、400 GHz 以上の f_T を呈し、これは同様の設計の GaAs_{1-y}Sb_y ベース DHBT と遜色ないことが分かった。

以上の内容の一部は、以下の雑誌に採択され掲載された。

Takuya Hoshi, Hiroki Sugiyama, Haruki Yokoyama, Kenji Kurishima, and Minoru Ida, "Low-Turn-on-Voltage Heterojunction Bipolar Transistors with a C-Doped InGaAsSb Base Grown by Metalorganic Chemical Vapor Deposition", Japanese Journal of Applied Physics 51, 04DF01 (2012).

Takuya Hoshi, Hiroki Sugiyama, Haruki Yokoyama, Kenji Kurishima, Minoru Ida, Hideaki Matsuzaki, and Kouta Tateno, "Carbon doping in InGaAsSb films on (001) InP substrate using CBr₄ grown by metalorganic chemical vapor deposition", Journal of Crystal Growth 380, 197 (2013).

Takuya Hoshi, Norihide Kashio, Hiroki Sugiyama, Haruki Yokoyama, Kenji Kurishima, Minoru Ida, Hideaki Matsuzaki, Masaki Kohtoku, and Hideki Gotoh, "MOCVD-grown compressively strained C-doped In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y with high-In/Sb content for very low turn-on-voltage InP-based DHBTs", Journal of Crystal Growth 404, 172 (2014).

参考文献

- [5-1] W. Liu, "Handbook of III–V Heterojunction Bipolar Transistors", Wiley, New York (1998).
- [5-2] M. Levinstein S. Rumyantsev, and M. Shur, "*Handbook of Semiconductor Parameters: Vol. 2*", World Scientific (Singapore), 1999.
- [5-3] C. R. Bolognesi, H. G. Liu, N. Tao, X. Zhang, S. Bagheri-Najimi, and S. P. Watkins Appl. Phys. Lett. 86, 253506 (2005).
- [5-4] M. Levinstein S. Rumyantsev, and M. Shur., "*Handbook of Semiconductor Parameters: Vol. 1*", World Scientific (Singapore), 1996.
- [5-5] C. G. Van de Walle, Phys. Rev. B 39, 1871 (1989).
- [5-6] I. Vurgaftman, J. R. Meyer, and L. R. Ram-Mohan, J. Appl. Phys. 89, 5815 (2001).
- [5-7] D. Gershoni, H. Temkin, J. M. Vandenberg, S. N. G. Chu, R. A. Hamm, and M. B. Panish, Phys. Rev. Lett. 60, 448 (1988).
- [5-8] P. Scherrer, Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen 98 (1918).
- [5-9] A. Koukitu and H. Seki, J. Crystal Growth 76, 233 (1986).
- [5-10] O. Ostinelli and C. R. Bolognesi, J. Crystal Growth 311, 1508 (2009).
- [5-11] K. Tateno and C. Amano, Journal of Electronic Materials 28, 63 (1999).
- [5-12] G. B. Stringfellow, "Organometallic Vapor-Phase Epitaxy 2nd. Ed.", Academic Press, San Diego (1998).
- [5-13] N. Watanabe, S. Kumar A. K., S. Yamahata, T. Kobayashi, J. Crystal Growth 195, 48 (1998).
- [5-14] Y. Oda, N. Watanabe, H. Yokoyama, and T. Kobayashi, Appl. Surface Science 216, 532 (2003).
- [5-15] Y. Oda, N. Watanabe, M. Uchida, M. Sato, H. Yokoyama, and T. Kobayashi, J. Crystal Growth 261, 393 (2004).
- [5-16] B. Theys F. Bourgeois, J. Chevallier, L. Svob, M. Miloche, R. Driad, and J. L. Benchimol, J. Appl. Phys. 80, 2300 (1996).
- [5-17] J. L. Benchimol, J. Mba, B. Sermage, M. Riet, S. Blayac, P. Berdager, A.M. Duchenois, P. André, J. Thuret, C. Gonzalez, and A. Konczykowska, J. Crystal Growth 209, 476 (2000).
- [5-18] S. A. Stockman, A. W. Hanson, S. M. Lichtenthal, M. T. Fresina, G. E. Hofler, K. C. Hsieh, and G. E. Stillman, J. Electron. Mater. 21, 1111 (1992).
- [5-19] R. A. Hamm, R. Malik, D. Humphrey, R. Ryan, S. Chandrasekhar, L. Lunardi, and M. Geva, Appl. Phys. Lett. 67, 2226 (1995).
- [5-20] X. G. Xu, J. Hu, S. P. Watkins, N. Matine, M. W. Dvorak, and C. R. Bolognesi, Appl. Phys. Lett. 74, 976 (1999).
- [5-21] D. A. Yarekha, S. Godey, X. Wallart, H. Colder, M. Zaknoune, and F. Mollot, J. Crystal Growth 301-302, 217 (2007).
- [5-22] P. Bove, H. Lahrèkche, and R. Langer, IEEE proc. International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM), 2002, pp. 607-610.
- [5-23] R. Wiersma, J. A. H. Stotz, O. J. Pitts, C. X. Wang, M. L. W. Thewalt, and S. P. Watkins, J. Electron. Mater. 30, 1429 (2001).
- [5-24] S.-H. Chen, K.-H. Teng, H.-Y. Chen, S.-Y. Wang, and J.-I. Chyi, IEEE Electron Device Lett. 29,

- [5-25] R. Flückiger, R. Lövblom, M. Alexandrova, O. Ostinelli, and C. R. Bolognesi, IEEE Electron. Device Lett. 35, 166 (2014).
- [5-26] M. Peter, N. Herres, F. Fuchs, K. Winkler, K. -H. Bachem, and J. Wagner, Appl. Phys. Lett. 74, 410 (1999).
- [5-27] J. Hu X. G. Xu, J. A. H. Stotz, S. P. Watkins, A. E. Curzon, M. L. W. Thewalt, N. Matine, and C. R. Bolognesi, Appl. Phys. Lett. 73, 2799 (1998).
- [5-28] T. Baier, U. Mantz, K. Thonke, R. Sauer, F. Schäffler, and H.-J. Herzog, Phys. Rev. B 50, 15191 (1994).
- [5-29] H. Kroemer and G. Griffiths, IEEE Electron Device Lett. 4, 20 (1983).
- [5-30] S.-H. Wei and A. Zunger, Appl. Phys. Lett. 58, 2684 (1991).
- [5-31] B. P. Gorman, A. G. Norman, R. Lukic-Zrnica, C. L. Littler, H. R. Moutinho, T. D. Golding, and A. G. Birdwell, J. Appl. Phys. 97, 063701 (2005).
- [5-32] V. Fink, E. Chevalier, O. J. Pitts, M. W. Dvorak, K. L. Kavanagh, C. R. Bolognesi, S. P. Watkins, S. Hummel, and N. Moll, Appl. Phys. Lett. 79, 2384 (2001).
- [5-33] C. F. Lo, F. Ren, C. Y. Chang, S. J. Pearton, S.-H. Chen, C.-M. Chang, S.-Y. Wang, J.-I. Chyi, and I. I. Kravchenko, J. Vac. Sci. Technol. B 29, 031205 (2011).
- [5-34] S. M. Sze, and K. K. Ng, "Physics of Semiconductor Devices, 3rd ed.", Wiley, NewYork (2006).

第6章 組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース適用による DHBT の RF 特性向上

1. 組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース HBT のコンセプト

本章では、DHBT の高周波特性のさらなる向上に関する検討について述べる。第5章において、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースにより DHBT のターン・オン電圧を低減可能であることを示し、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の少数キャリア移動度は $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ と遜色ないことを微細 HBT 特性より見出した。以上の結果は、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ を適用することで、ターン・オン電圧が低く、かつ高周波特性がさらにすぐれた DHBT が実現可能であることを示唆するものである。特に、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の薄膜成長検討により、固相組成制御技術を確立したので、本章ではこれらを応用して、RF 特性向上効果の高い組成傾斜形成技術の検討を行う。

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ は適切な固相 In 組成および Sb 組成を選ぶことで、バンドギャップを大きく変化させることができる材料である。これを用いて組成傾斜ベースを形成すれば、より大きなバンドギャップ変化をベース層内に形成することができ、高い f_T および f_{\max} を有する DHBT の実現が可能であると

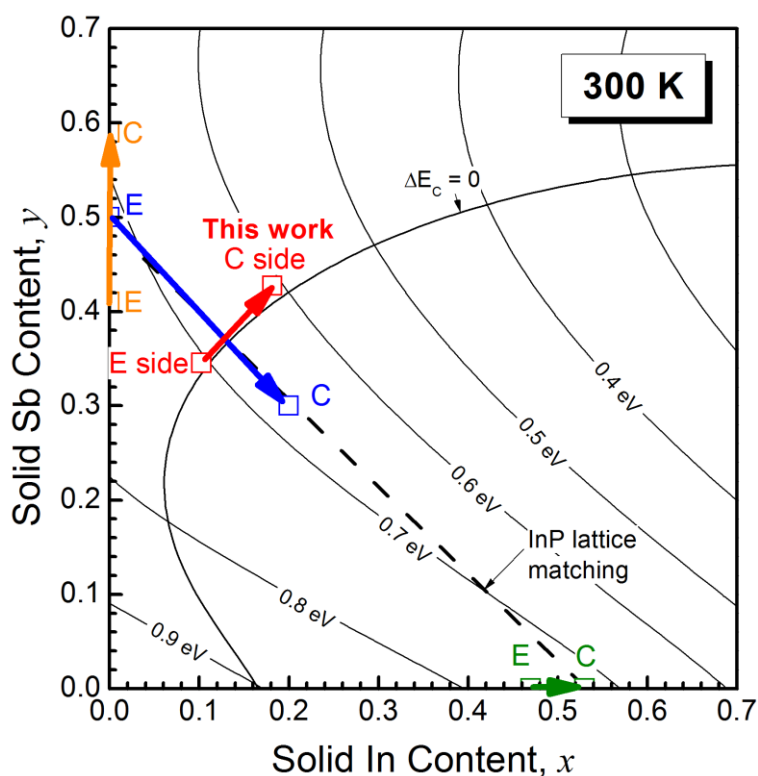


図 6-1. InP 上の歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の 300 K におけるバンドギャップの固相 In・Sb 組成依存性。緑矢印は、既報告の組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT の組成変化^[6-1]。橙色、青色の矢印は、それぞれ既報告の組成傾斜 $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ および $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の組成変化^{[6-2]~[6-4]}。

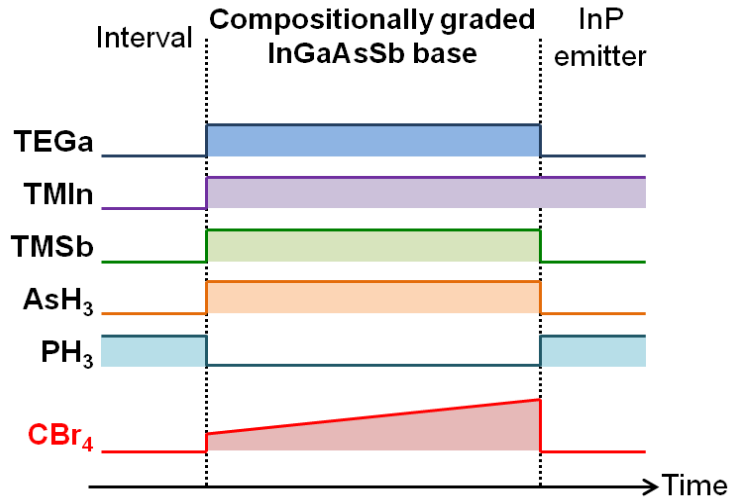


図 6-2. CBr₄ 流量変調法による組成傾斜 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース形成時の原料供給シーケンス

期待できる。図 6-1 に示したのは、前節で計算した InP 上の歪 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y の等 E_g 線図であるが、図に示すよう、1.0 eV に近い E_g から、InSb のような小さな E_g までをカバーすることができる。これまでに報告されている典型的な組成傾斜ベース HBT の固相組成変化を図中に矢印で示した。図中、緑矢印で示されるような組成傾斜 In_xGa_{1-x}As ベースにより、室温において 765 GHz の最高値が報告されているが^[6-1]、コレクタ層に 55 nm の In_xGa_{1-x}As を用いているため耐圧が 1.65 V と低いのが欠点である。図中橙色の矢印で示されるよう、組成傾斜 GaAs_{1-y}Sb_y をベース層に有する type-II DHBHT も報告されている^[6-2]。前述のとおり、type-II の DHBHT は InP コレクタを用いることで高耐圧を実現でき、実際、4.2 V の耐圧と 603 GHz の高い f_T の両立が報告されている^[6-2]。近年では、組成傾斜 GaAs_{1-y}Sb_y を用いた 700 GHz 以上の f_{max} を有する DHBHT も報告されている^[6-3]。また Snodgrass らは、組成傾斜 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y を用いた 670 GHz の f_T を有する DHBHT を報告している(図中青矢印)^[6-4]。彼らの報告では、InP に格子整合する近傍の組成の In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y を用いているが、図 6-1 に示したように、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y は固相 In 組成および Sb 組成が同時に小さくなると E_g も小さくなる傾向にあるため、図中の赤い矢印で示したように、格子整合組成を横切るような方向に組成傾斜を形成する方が、より大きなバンドギャップ変化を得ることができる。

しかし前節で示したよう、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y の固相組成制御には高度な技術が必要である。組成傾斜ベースは、MOCVD や MBE 成長にてベース層を形成する際に、原料の供給量を変化させることによって形成する^[6-5]。特に III-III-V-V 族化合物半導体においては、III 族および V 族の原料供給比(R_{III} および R_V)が、正確に、かつ同時に制御されることが要求される。しかしとくに MOCVD においては、V 族の原料供給比と固相組成の相関には非線形的な関係があるのが一般的である^[6-6]。

そこで本章では、①InP 格子整合組成を横切るような E_g 変化量の大きい組成傾斜ベースを、②より簡単な組成傾斜ベース形成手法によって実現すべく、CBr₄ 流量変調法を提案する。図 6-2 に示したのは、CBr₄ 流量変調法による組成傾斜 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース形成時の原料供給シーケンスである。前章で示したよう、CBr₄ の供給量の増大に伴い、C ドープ In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y の固相 In および固相 Sb 組成は減少する。したがって、ベース層形成時に CBr₄ の供給量を、コレクタ側からエミッタ側にかけて、他の原料の供給比を一切変えることなく増大させることで組成傾斜ベースの形成が可能となる。CBr₄ 単一

原料供給比のみ変化させるので、固相組成制御が極めて易化するものと考えられる。

また、大きな E_g 変化量が見込める組成変化を得ることができるというメリットもある。 CBr_4 流量変調法では、 CBr_4 の流量の増大に伴い、固相 In 、固相 Sb 組成が同時に減少する。これは、図 6-1 で示したような、格子整合条件を横切る方向の組成傾斜であり、このため本手法により形成された組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースは、大きな擬似電界を誘起できると考えられる。

本章では、ここで提案した CBr_4 流量変調法の固相組成制御の観点からの有効性と、HBT 特性における RF 特性向上効果について検討する。6.2 節では $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の成長と熱力学計算により、固相組成、正孔濃度などの R_C 依存性について検討する。6.3 節では、実際に HBT のベース層に適用し、高周波特性について調査した結果について示す。6.4 節では、本検討のまとめと、今後の展望について述べる。

2. $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の固相組成・ドーピング制御

本節では、薄膜の C ドーピング時の固相組成の R_C 依存性と、熱力学計算による固相組成予測から、今回提案する手法の固相組成制御における利点を検証する。30 ~ 50 nm の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ エピタキシャル薄膜を、3 インチ半絶縁性 Fe ドープ(001)InP 基板上に MOCVD 法により成長した。各種成長条件および前処理条件は、第 5 章の場合と同様である。本節では、成長温度は 530°C 、 $R_{\text{III}} = 0.30$ 、 $R_V = 0.83$ 、 $V/\text{III} = 10$ に固定し、 R_C を $0.072 \leq R_C \leq 0.149$ の範囲に設定した。また、固相組成の R_C 依存性に対する V/III 比の影響を調査するために、平衡分圧の熱力学計算を行った。その計算条件は、 530°C 、 $R_{\text{III}} = 0.30$ 、 $R_V = 0.83$ 、 $2.0 \leq V/\text{III} \leq 3.0$ である。

図 6-3 に示す様々な R_C で成長した C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の X 線回折測定結果により、 R_C の増大に伴う回折ピークの高角シフトが観測された。回折ピークの高角シフトは、固相 In 組成および Sb 組成の減少を示唆するものである。 $R_C = 0.072$ のとき薄膜は~ 3100 秒の圧縮歪を受けていたが、 $R_C = 0.149$ のときは~ 820 秒の引張歪へと変化した。図 6-4(a)に、X 線回折ピーク位置を R_C に対してプロットしたが、今回作製した試料では、回折ピーク位置は R_C の増大に対しほぼ線形に増大した。後節で微細 HBT

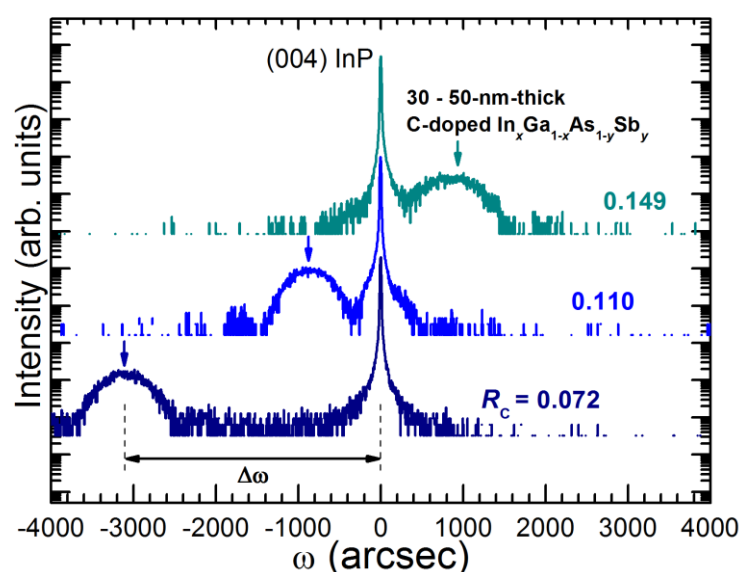


図 6-3. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の X 線回折パターン

特性構造を示す際にも述べるが、今回、組成傾斜ベース形成の際、上述の結果を踏まえて、 R_C は 0.079 から 0.137 へと、歪を補償するように設定した。

図 6-4(b)に示した ICP-AES 測定により見積もられた固相 In 組成および Sb 組成の R_C 依存性より、固相 In および Sb 組成のいずれも、 R_C の増大に対して減少する傾向にあった。図 6-4(b)に示した実線は、固相 In および Sb 組成を平衡分圧の熱力学計算によって見積もった計算結果である。計算は $V/III = 2.7$ において実験結果とよい一致を示した。第 5 章でも述べたよう、実験結果と計算条件との V/III 比の差は、我々の装置における実効的な V/III 比が供給 V/III 比と異なっているためであると考えられる。計算結果によれば、固相 In 組成に関しては、 V/III 比が変動しても大きく変化しないことがわかる。しかし、固相 Sb 組成に関しては、 V/III 比の変化に対して非常に敏感であり、たとえば $R_C = 0.10$ のときに V/III 比を高々 2.5 から 3.0 に変化させただけで、固相 Sb 組成は 0.49 から 0.40 へと大きく変化してしまう。このような計算結果より、従来報告されているような R_{III} や R_V 、 V/III 比が変動してしまうような組成傾斜

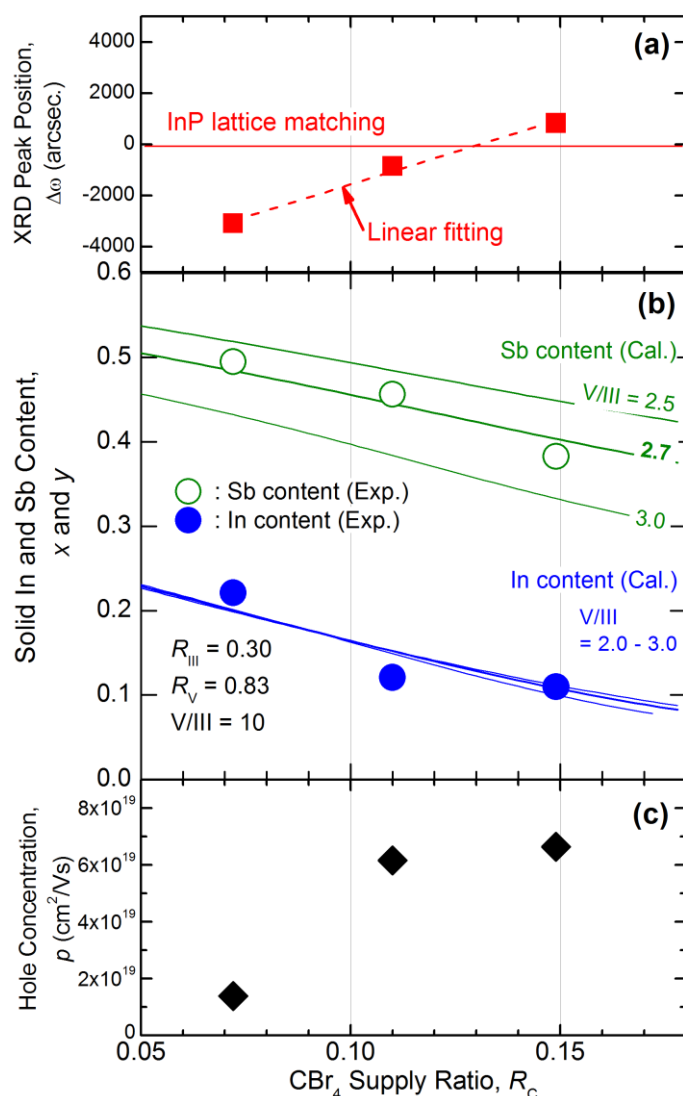


図 6-4. C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ の(a)X 線回折ピーク位置、(b)固相 In および Sb 組成、(c)正孔濃度の R_C 依存性

layer	material	Doping (cm ⁻³)	Thickness (nm)
Cap	InGaAs/InP	$n \sim 3 \times 10^{19}$	
Emitter	InP	$n \sim 5 \times 10^{17}$	20
Base	Compositionally-graded In _x Ga _{1-x} As _{1-y} Sb _y E側: (x, y) = (0.10, 0.35) $p \sim 5.7 \times 10^{19}$ C側: (x, y) = (0.18, 0.43) $p \sim 2.9 \times 10^{19}$		30
Collector	InP	$n: \sim 2 \times 10^{17}$	100
Subcollector/Buffer	InGaAs/InP	$\sim 3 \times 10^{19}$	
3 inch S.I. InP(001) substrate			

表 6-1. 組成傾斜 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース DHBT の層構造

ベースの形成方法では、特に固相 V 族組成の、Run to Run での再現性などを確保することが非常に難しくなると示唆される。一方、今回提案する CBr₄ 流量変調法では、固相組成制御のためにこれらのパラメータは一切変化させず、 R_C の変化のみで組成傾斜を形成する。このため、固相組成制御の観点で、本手法は従来の手法に比べて優位性があるものと考えられる。

また図 6-4(c)に示すよう、 R_C の増大に伴い、C ドープ In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y の正孔濃度は増大する傾向にあった。このことは、コレクタ側からエミッタ側 R_C を増大させると、正孔濃度も増大することを示唆しており、これに伴い伝導帯のエネルギーがエミッタ側にかけて高くなるので、結果的に E_C の変化量が増大する方向に働く。これにより、擬似電界の強度を増大させる方向に働くものと考えられる。

さらに、特筆しておくべき点として、 R_C の変化によって成長レートも変動することを言及しておく。図には示していないが、 $R_C = 0.072$ のとき成長レートはおおよそ 3.2 nm/min であったのに対し、 $R_C = 0.149$ では 2.9 nm/min へと減少した。したがって組成傾斜ベース形成の際、成長レートも連続的に変化するために、 E_C の変化が線形ではなくなることを示唆される。この点に関しては、後節で微細 HBT 特性について説明する際に述べることとする。

3. 微細 DHBT 特性

前節の薄膜の検討により、CBr₄ 流量変調法が組成傾斜 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースの形成手法として、固相組成制御の観点からアドバンテージを有しており、また形成される組成変化およびドーピング変化が、より擬似電界を増大させる方向に働くことが示されたので、本節では微細 DHBT に適用し、RF 特性向上効果を検証する。表 6-1 に示したのは、本検討で作製した DHBT のエピタキシャル層構造である。サブコレクタ層やキャップ層の構造は、前節までと同様である。100 nm の n 型 InP コレクタ ($n: 2 \times 10^{17}$ cm⁻³)、30 nm の p 型組成傾斜 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース、20 nm の n 型 InP エミッタ ($n: 5 \times 10^{17}$ cm⁻³) を適用した。ベース層形成の際、図 6-2 に示したような原料供給シーケンスにて、 R_C をコレクタ側からエミッタ側にかけて、0.079 から 0.137 へと増大させた。この時、固相 In 組成および Sb 組成はそれぞれ、(x, y) = (0.18, 0.43) から (0.10, 0.35) へと変化した。図 6-5 に示したのは、DHBT の熱平衡状態におけるバンド図

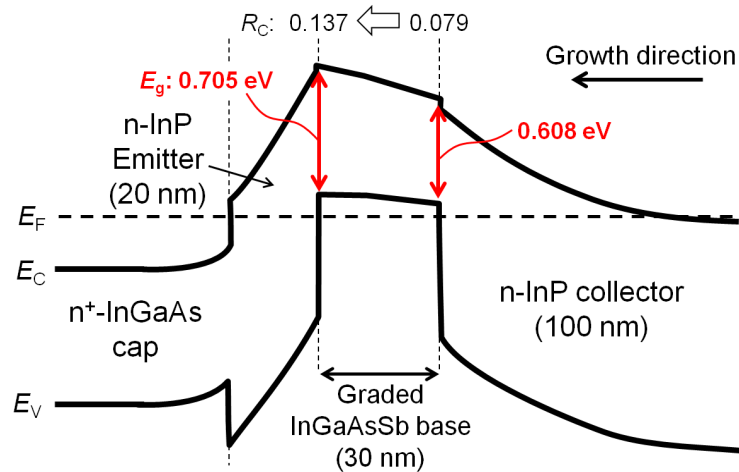


図 6-5. CBr₄ 流量変調法により作製した組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の熱平衡状態におけるバンド図の模式図

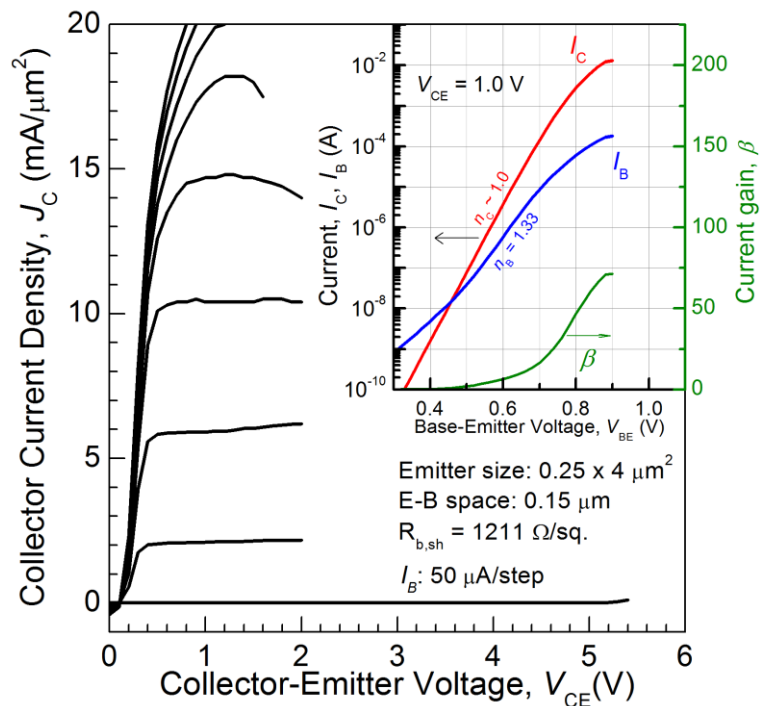


図 6-6. エミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の微細 DHBT の I_C - V_{CE} 特性。挿入図はガンメルプロット特性。

の模式図である。バンドギャップは、B-C 界面にて 0.608 eV 、E-B 界面において 0.705 eV と見積もられた。薄膜のホール測定によって見積もった正孔濃度は、 $2.9 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ から $5.7 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ へと変化させた。この大きな E_g 変化と ($\sim 97 \text{ meV}$)、ドーピングレベルの変化 ($\sim 41 \text{ meV}$) により、熱平衡状態での擬似電界強度は、B-C 接合においておよそ 49 kV/cm 、E-B 接合において 32 kV/cm と見積もられた (平均では 45 kV/cm)。また、伝導帯のオフセットは、B-C 接合では -11 meV 、E-B 接合では -4 meV であり、いずれも type-II のバンドラインナップを形成している。TLM によって見積もったベースシート抵抗値は $1211 \Omega/\text{sq.}$ であった。エミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の DHBT を i 線ステッププロセスにより作製した。InP エミッタを

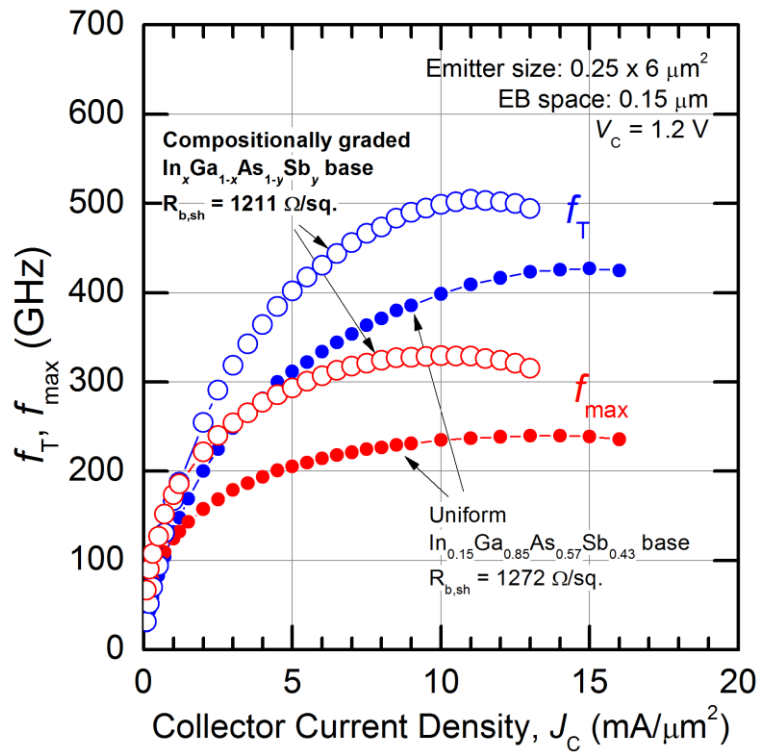


図 6-7. エミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の微細 DHBT の f_T および f_{max} の J_C 依存性

レッジ構造として形成するプロセスとし、エミッターベース電極間距離は $0.15 \mu\text{m}$ とした。

作製したエミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の DHBT は、耐圧、最大電流利得ともに高い値を有していた。図 6-6 に示すのは、エミッタサイズ $0.25 \times 4 \mu\text{m}^2$ の DHBT の I_C - V_{CE} 特性である。 I_B のステップは $50 \mu\text{A}$ である。 100 nm の InP コレクタを用いているため、 $I_B = 0 \text{ A}$ のときの耐圧は高く 5.4 V ($@ J_C = 0.1 \text{ mA/cm}^2$) であった。 $V_{CE} = 1.0 \text{ V}$ のときのガンメルプロットを、図 6-6 の挿入図に示した。コレクタ電流およびベース電流の理想係数は $n_C \sim 1$ および $n_B \sim 1.33$ であった。電流利得は $J_C = 13 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ ($I_C = 13 \times 10^{-2} \text{ A}$) のとき最大値 71 を呈した。

DHBT の RF 特性をオンウェハで測定した結果、 CBr_4 流量変調法は、RF 特性向上に有効な手法であることが示された。図 6-7 に示したのは、 f_T および f_{max} の J_C 依存性である。オンウェハ測定は、 $V_{CE} = 1.2 \text{ V}$ にて行った。図中の白抜き○は、今回作製した組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の測定結果であるが、 f_T および f_{max} のピーク値はそれぞれ、 504 GHz および 328 GHz であった ($J_C = 11 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$)。図中に示した黒塗り●は、第 5 章で示した、均一組成 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}_{0.57}\text{Sb}_{0.57}$ ベース DHBT の測定結果であるが、これと比較しても、今回作製した組成傾斜ベース DHBT は高い f_T および f_{max} を有していた。ピーク値に関しては、それぞれ 70 および 90 GHz 程度高い値を示した。図 6-8 に示したのは、 S パラメータより抽出した Z パラメータ解析により求めた、エミッタ動的抵抗 r_e と E-B 接合容量 C_e の積 $r_e C_e$ とキャリア走行時間 τ_F を、 I_C の逆数に対してプロットしたものである。エミッタ動的抵抗が I_C の関数であるため、プロットの傾きは $r_e C_e$ を反映し、切片が τ_F を反映する。図 6-8 には、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースを白抜きで、均一組成 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}_{0.57}\text{Sb}_{0.57}$ ベースを黒塗りで示したが、組成傾斜ベースの方が τ_F は小さく、均一組成が $\tau_F = 0.28 \text{ ps}$ であったのに対し、組成傾斜ベースは $\tau_F = 0.21 \text{ ps}$ であった。ベース - コレクタ間での平均電子速度は、組成傾斜ベースでは $3.86 \times 10^7 \text{ cm/s}$ と見積もられた。この値は、均一

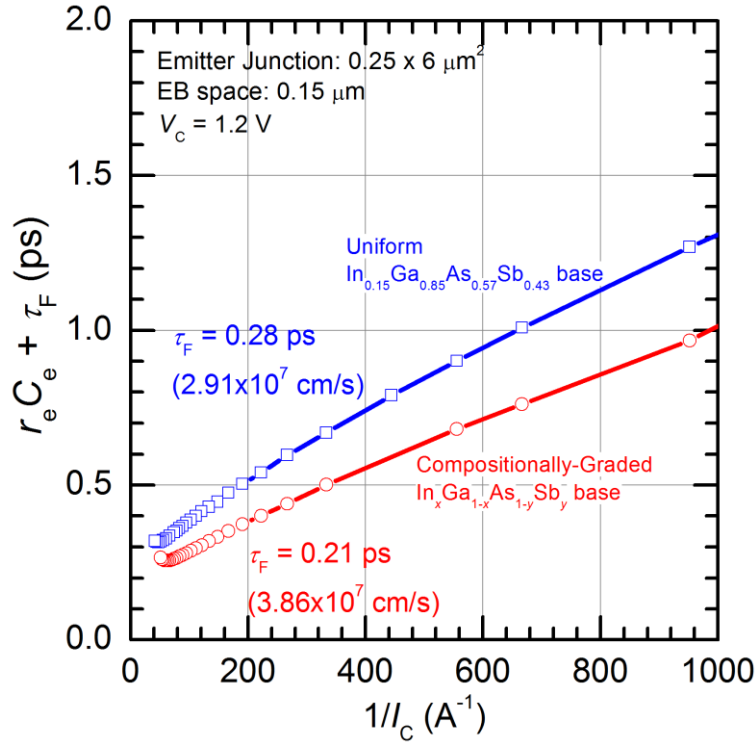


図 6-8. エミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の微細 DHBT の $r_e C_e + \tau_F$ の $1/I_C$ 依存性

組成ベース DHBT ($2.91 \times 10^7 \text{ cm/s}$) に比べて高く、また既報告の組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース ($\sim 4 \times 10^7 \text{ cm/s}$) と比較しても遜色ない値であった。これらは、 CBr_4 流量変調法が RF 特性向上に有効な手法であることを示唆する結果である。

4. 本章のまとめと今後の展望

本章では、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の f_T を向上させる手法として、あらたに組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースの導入についての検討を行った。特に、 CBr_4 単一原料の供給量変化のみで形成が可能であり、かつベース層内に大きなバンドギャップ変化を生じさせることができる、 CBr_4 流量変調法を提案し、その効果の検証を行った。 InP 基板上に成長した C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜の固相組成の R_C 依存性より、 R_C の増大に伴い固相 $\text{In} \cdot \text{Sb}$ 組成が減少することが明らかとなった。また、熱力学計算により、固相 Sb 組成が V/III 比などの供給比の影響を大きく受けやすいことが明らかとなり、V/III 比、 R_{III} 、 R_V は一切変えない本手法が、固相組成制御の観点から有利であることが分かった。本手法を用い作製した、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、ベース層内でのバンドギャップ変化量が 97 meV 、平均の擬似電界強度 45 kV/cm と大きな値を有しており、作製されたエミッタ幅 $0.25 \mu\text{m}$ の微細 DHBT の f_T および f_{max} のピーク値はそれぞれ、 504 GHz および 328 GHz であった ($J_C = 11 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$)。この値は、第 5 章で示したほぼ同様の設計の均一組成 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の f_T/f_{max} よりも $70/90 \text{ GHz}$ 程度高く、本手法の f_T 向上効果の有効性を示すものであった。

またこれらの結果は、 CBr_4 流量変調法が従来のデバイスよりも高い f_T および f_{max} が実現できる可能性を示唆している。今回のデバイスは、ベース層厚 30 nm 、コレクタ層厚 100 nm を適用したが、同様の層厚設計の既報告デバイスと比較しても^[64]、本手法により高い f_T 、 f_{max} を実現することができた。

600 GHz 以上の f_T を有する既報告の HBT においては、ベース層厚は 20 – 25 nm 程度まで、コレクタ層厚は 60 - 75 nm 程度まで薄層化しているのが一般的であり^{[6-2][6-4]}、本報告のデバイスをさらに縦方向にも横方向にもスケーリングを進めることで、600 GHz 以上の f_T が実現できるものと考えられる。また、ベース層のドーピング濃度も、今回歪補償を適用する関係上、 $\sim 4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 程度を採用したが、 $\sim 7 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 程度までは高濃度化が可能である。したがって、より高濃度化したベース層を適用すれば、700 GHz を超えるような f_{max} の実現も可能であると考えられる。

以上の内容の一部は、以下の雑誌に採択され掲載された。

Takuya Hoshi, Norihide Kashio, Hiroki Sugiyama, Haruki Yokoyama, Kenji Kurishima, Minoru Ida, Hideaki Matsuzaki and Hideki Gotoh, “A simple method for forming compositionally graded $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ base of double-heterojunction bipolar transistors modulating CBr_4 -doping-precursor flow in metalorganic chemical vapor deposition”, Applied Physics Express 7, 114102 (2014).

参考文献

- [6-1] W. Snodgrass, W. Hafez, N. Harff, and M. Feng, Proc. IEDM, 2006, p.1.
- [6-2] H. G. Liu, O. Ostinelli, Y. Zeng, and C. R. Bolognesi, Proc. IEDM, 2007, p. 667.
- [6-3] R. Flückiger, R. Lövblom, M. Alexandrova, O. Ostinelli, and C. R. Bolognesi, Appl. Phys. Express 7, 034105 (2014).
- [6-4] W. Snodgrass, B.-R. Wu, K. Y. Cheng, and M. Feng, Proc. IEDM, 2007, p.663.
- [6-5] B.-R. Wu, W. Snodgrass, M. Feng, and K. Y. Cheng, J. Crystal Growth 301-302, 1005 (2007).
- [6-6] H. Seki and A. Koukitu, J. Crystal. Growth 74, 172 (1986).
- [6-7] S. J. Spiegel, D. Ritter, A. Hamm, A. Feygenson, and P. R. Smith, IEEE Trans. Electron Devices 42, 1059 (1995).

第7章 結論

1. 本研究のまとめ

InP/GaAs_{1-y}Sb_y系 DHBT の高電流利得化

第4章では、InP/GaAs_{1-y}Sb_y DHBT の電流利得を向上させる手法として、GaAs スペーサ層を InP エミッタ層と GaAs_{1-y}Sb_y ベース層の間に挿入する手法を提案し、この挿入効果の検討について示した。本手法は、ベース-エミッタ界面形成が容易になり、かつ歪 GaAs/InP が type-II のバンドラインナップを有するため、DHBT の特徴が損なわれないという利点を有する。

GaAs スペーサ層の挿入により、①InP エミッタ層をウェットエッチングしたのちの表面形態の改善を確認し、②SIMS 分析によって、GaAs スペーサ層の挿入による、E-B 界面の Sb 濃度の減少を確認し、③さらに大面積 DHBT 特性において、GaAs スペーサ層の挿入による電流利得の向上を確認したが、GaAs スペーサ層厚 3 nm 以上では、再結合電流の増大により電流利得が減少することが明らかとなった。これらの実験結果より、GaAs スペーサ層の最適な厚さは 2 nm であると判断し、DHBT 検討を行った。2 nm の GaAs スペーサ層を、As リッチ化した GaAs_{1-y}Sb_y ベースに適用し、電流利得の向上が確認された。これらの検討を踏まえ、エミッタ幅 0.25 μm の微細 DHBT を作製し、微細化した状態でも高い電流利得(~ 91)と、既報告と遜色ない f_T が得られた。以上より、2 nm の GaAs スペーサ層が、RF 特性を損なうことなく DHBT の電流利得を向上させることができる有益な構造であることが示唆された。

また今後の展望として、電流利得のさらなる向上に向け、ワイドバンドギャップエミッタの適用により既報告 In_xGa_{1-x}As ベース DHBT と同程度の電流利得の実現可能性を示した。また、第5章、第6章で検討した、四元混晶 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース DHBT への適用を可能とすべく、スペーサ層材料等の最適化の指針を示した。

In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースによる低電圧駆動化

第5章では、四元混晶 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y を DHBT のベース層に適用することで、DHBT のターン・オン電圧を低減させる検討について示した。バンド計算の結果、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y は高 In・高 Sb 組成ほどその E_g が小さくなる傾向にあり、とくに InP 格子整合条件よりも圧縮ひずみの状態が、狭 E_g 化に有効であることが示された。また、InP エミッタに対して、type-II のバンドラインナップを形成することが、ターン・オン電圧の観点から有利であり、以上の二点を同時に満たす混晶組成を本施策のターゲット組成とした。

C ドープ In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y の結晶成長における固相組成・成長レート制御技術について検討した。C ドーピングの際、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y の固相 In・Sb 組成および成長レートが減少し、熱力学計算結果より、CBr₄ のエッチング効果が固相組成変動の支配要因であることを明らかにした。また、平衡分圧の温度依存性より、低温成長において、エッチング効果が抑制され、固相 In 組成が増大することが示唆された。実際に成長温度を 580 °C から 530 °C へ下げることによって、固相 In 組成が増大し、また低温成長により、正孔濃度が増大されることが分かった。このような C ドープ In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y を大面積 HBT に適用し、低ターン・オン電圧効果を検証した結果、狭 E_g In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベースの適用により、低ターン・オン電圧

化を確認した。特に、圧縮歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、引っ張り歪 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT よりも低く、狭 E_g 化効果が示された。

エミッタ幅 $0.25\ \mu\text{m}$ の $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.55}\text{Sb}_{0.45}$ ベース微細 DHBT は、 $J_C = 1\ \text{mA}/\mu\text{m}^2$ 時のターン・オン電圧 $0.66\ \text{V}$ を呈し、これは、これまで報告されている InP 擬似格子整合系 DHBT の中では、筆者らが知る限りでは最も低いターン・オン電圧であった。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、ベース層厚 $30\ \text{nm}$ 、コレクタ層厚 $100\ \text{nm}$ において、 $400\ \text{GHz}$ 以上の f_T を呈し、これは同様の設計の $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT と遜色ないことが分かった。

組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース適用による DHBT の RF 特性向上

第 6 章では、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の f_T を向上させる手法として、 CBr_4 単一原料の供給量変化のみで形成が可能であり、かつベース層内に大きなバンドギャップ変化を生じさせることができる、 CBr_4 流量変調法による組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースを提案し、その効果の検証を行った。C ドープ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ 薄膜は、 R_C の増大に伴い固相 $\text{In} \cdot \text{Sb}$ 組成が減少することが明らかとなり、熱力学計算により、固相 Sb 組成が V/III 比などの供給比の影響を大きく受けやすいことが示唆された。これらの結果により、V/III 比、 R_{III} 、 R_V 固定の本手法が、固相組成制御の観点から有利であることが分かった。

本手法を用い作製した、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、ベース層内でのバンドギャップ変化量が $97\ \text{meV}$ 、平均の擬似電界強度 $45\ \text{kV}/\text{cm}$ と大きな値を有しており、作製されたエミッタ幅 $0.25\ \mu\text{m}$ の微細 DHBT の f_T および f_{max} のピーク値はそれぞれ、 $504\ \text{GHz}$ および $328\ \text{GHz}$ であった ($J_C = 11\ \text{mA}/\mu\text{m}^2$)。この値は、第 5 章で示したほぼ同様の設計の均一組成 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の f_T/f_{max} よりも $70/90\ \text{GHz}$ 程度高く、本手法の f_T 向上効果の有効性が示された。本施策で作製した DHBT は、ベース層厚 $30\ \text{nm}$ 、コレクタ層厚 $100\ \text{nm}$ を適用したが、同様の層厚設計の既報告デバイスと比較しても高い f_T 、 f_{max} を呈しており、デバイスのさらなるスケールリングによって、世界最高性能の f_T が実現できる可能性が示唆された。一方、成長条件の最適化により、ベース層のドーピング濃度 $\sim 7 \times 10^{19}\ \text{cm}^{-3}$ 程度まで高濃度化することで、 $700\ \text{GHz}$ を超えるような f_{max} の実現も可能であると考えられる。

2. 展望

以下では、本研究の現在の立ち位置と、今後の展開について示すことにする。

これまでに報告されている InP 系 HBT の電流利得のベースシート抵抗依存性を、図 7-1 に示した。第 4 章において議論したよう、GaAs スペーサ層の挿入により $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT において高い電流利得を得るに至った(図中、橙色の★印)。しかし、その値は既報告の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ベース HBT に比べてやや低く、さらなる電流利得の向上が求められた。一方、第 5 章、第 6 章で議論した、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の電流利得も図中にプロットした(黒色の★および☆)。 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT は、スペーサ層を介さずとも、GaAs スペーサ層挿入の $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT と同程度の電流利得を呈した。これは、固相 In 組成かつ Sb 組成を高めることで、ベース層の伝導帯エネルギーが低下したことで、InP エミッタとの伝導帯オフセット ΔE_C が減少し、電子蓄積効果が緩和されたことが要因と考えられる。すなわち、第 4 章で議論した、As リッチ $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベースと同様の効果ではないかと考えられる。GaAs スペーサ層は、 ΔE_C 低減効果ではなく、界面品質の向上によって電流利得を上昇させる効果を持つ。従

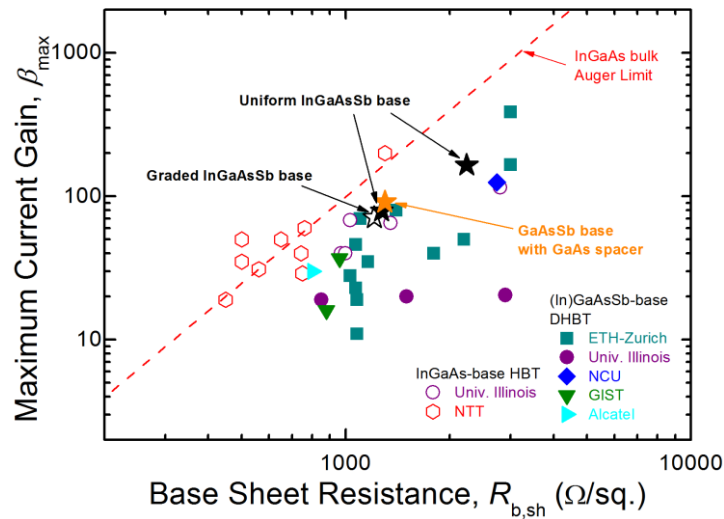


図 7-1. InP 系 DHBT のベースシート抵抗に対する電流利得。橙色の★は第 4 章で議論した GaAs スペーサ層を挿入した InP/GaAs_{1-y}Sb_y DHBT の結果。黒色の★および☆は、第 5 章および第 6 章で議論した、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース DHBT の結果。その他のプロットは、既報告の In_xGa_{1-x}As、In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース HBT の値(第 2 章図 2-15 の参考文献を参照)。

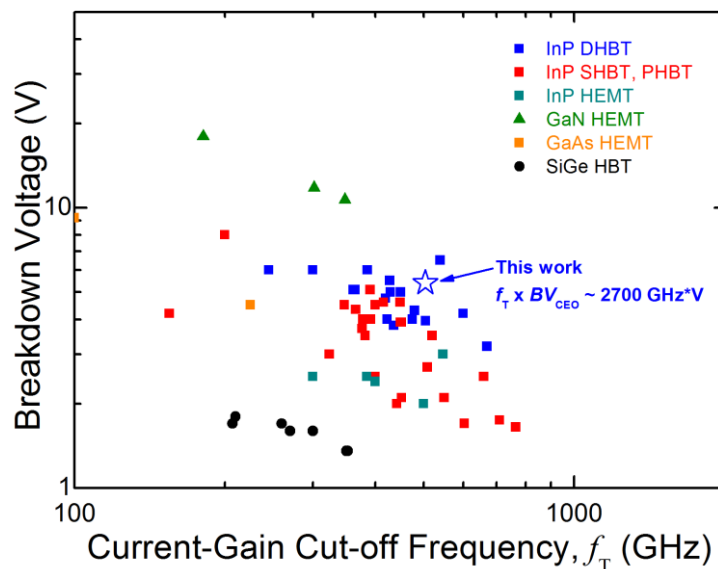


図 7-2. さまざまなトランジスタの遮断周波数に対して耐圧をプロットした結果。青色の★は、第 6 章にて議論した組成傾斜 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース DHBT の結果。既報告は、第 2 章図 2-10 を参照。

ってこの結果は、 ΔE_C を低減させる In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y をベース層にし、GaAs などのスペーサ層構造を適用し界面品質を向上させることで、さらに電流利得が向上される可能性が示唆される。

また図 7-2 に示したのは、これまでに報告されているトランジスタの耐圧を遮断周波数に対してプロットしたものである。本施策において作製した組成傾斜 In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y ベース DHBT の値を白抜き青☆で示した。今回作製した DHBT は、 $f_T = 504$ GHz、 $BV_{CEO} = 5.4$ V を達成し、その積はおおよそ 2700 GHz*V である。この値は、既報告 InP 系 DHBT の最高値(~ 3000 GHz*V)には及ばないものの、GaN 系

HEMT に迫るような高い値を実現することができた。GaN 系 HEMT は、ワイドバンドギャップ材料であるため、コンタクト抵抗の低減に大きな技術的障壁を有することから、1 THz に迫るような高い f_T を実現するには、高いハードルがあるとされている。一方で、今回我々が、組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT により GaN 系 HEMT に迫る特性を実現することができたという事実は、高濃度ドーピングが可能であり、エミッタ抵抗・ベース抵抗を極限的に低減可能な InP 系 DHBT が、特に 500 GHz 以上の高い周波数帯域での高出力デバイスとして有望な構造であることを示唆するものである。

以上の本研究の展望より、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT が、その低いターン・オン電圧を維持したまま、既存 InP 系 HBT と同程度の高周波特性と電流利得とを実現することで、光通信用 IC を低駆動電圧化・高機能化することができ、光通信システムの低消費電力化に貢献できると考えられる。また、 CBr_4 流量変調法による組成傾斜 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ ベース DHBT の構造の最適化により、耐圧を維持したまま f_T を向上させることができれば、InP 系 HBT の f_T の最高値の更新も可能であると考えられる。これに加え、ベース層の高正孔濃度化技術が確立されれば、Sb を含む DHBT としては初となる 1 THz を超える f_{max} の実現も期待される。これらにより、ミリ波 IC の高出力化に貢献できるとともに、 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ にかわる超高速・超低消費電力デバイスとしての含 Sb 系材料のポテンシャルの高さを示すものと考えられる。

謝辞

本論文は、筑波大学 数理物質科学研究科 ナノサイエンス・ナノテクノロジー専攻（兼 日本電信電話株式会社 物性科学基礎研究所） 後藤秀樹 准教授のご指導のもとでまとめられた。このような研究の機会を与えていただくとともに、一年という過密スケジュールの中でも、丁寧にご指導いただき、同准教授に感謝いたします。

また、本論文の審査に当たり、ナノサイエンス・ナノテクノロジー専攻の山田啓作 教授、都倉康弘 教授、大野裕三 教授におかれましては、細部にわたる技術的な議論から、博士としての心構えに至るまで、さまざまなご指導いただきましたこと大変感謝いたします。

本研究を遂行するに当たり、日本電信電話株式会社および関連会社の様々な方のご協力をいただきました。

NTT 先端集積デバイス研究所 杉山弘樹 様、横山春喜 様におかれましては、結晶成長技術全般の技術的協力や、装置の保守・維持、さらに研究者生活の多くの面でも、ご指導、ご協力いただきました。

NTT デバイスイノベーションセンタ 柏尾典秀 様におかれましては、微細トランジスタ作製・評価にご協力いただき、本研究の遂行に当たりかけがえのない技術的支援をいただきました。

また NTT 先端集積デバイス研究所の 栗島賢二 様におかれましては、研究開始当初から結晶成長・デバイスの両側面から、的確なご指導をいただきました。

皆様のご指導・ご協力に大変感謝いたします。

松崎秀昭 様、井田実 様、神徳正樹 様、山幡章司 様(現 NTT エレクトロニクス株式会社)におかれましては、グループリーダという立場から、ご支援いただきました。

また、社会人博士課程での在学を全面的に支援していただいた、村田浩一 様、児玉聡 様、大橋弘美 様、石川光映 様、柳秀一 様、岡宗一様、に感謝いたします。

満原学 様、大磯義孝 様、渡邊則之 様、長谷部浩一 様、白鳥悠太 様には、結晶成長やデバイスプロセス技術などに関するご指導・ご助言・ご協力をいただきました。舘野功太 様におかれましては、熱力学計算技術についてご助言いただきました。山中祥吾 様、長谷宗彦 様、脇田斉 様、濱田裕史 様におかれましては、超高速電子回路技術と将来の光通信方式などに関するご助言をいただきました。田邊真一 様におかれましては、社会人博士課程の先輩として、様々な相談をさせていただきました。

SIMS 分析および ICP-AES 分析にてご協力いただいた NTT アドバンステクノロジー株式会社 高野明雄 様、篠塚功 様に感謝いたします。

伊賀様、荒井様、NTT アドバンステクノロジー株式会社 内田様、山崎様の技術的協力に感謝いたします。金澤様、上田様、名田様、小笠原様、金井様、高様、井上様、倉田様、関原様、アミン様、中尾様、藤井様、NTT エレクトロニクステクノ株式会社 森田様に感謝いたします。

また、多くの方々に支えていただき、本研究を遂行することができました。

東北大学多元物質科学研究所 秩父重英 教授、尾沼猛儀 元助教、羽豆耕治 元助教におかれましては、修士課程卒業後も一研究者として様々なご指導をいただきました。大変感謝いたします。

筑波大学 数理物質科学研究科 ナノサイエンス・ナノテクノロジー専攻事務室 木川田様には、多くのご支援をいただきました。大変感謝いたします。

山本様、富田様、望月様をはじめとする頼もしい友人たち、2003 年度入学の筑波大学第三学群工学基礎学類 3 クラスのメンバ、および東北大学秩父研究室卒業生メンバに感謝いたします。

最後に、不出来な私を見放すことなく支えてくれた家族に感謝いたします。

2015 年 2 月 星拓也

論文リスト

●本研究論文を含む筆頭著者学術論文

- [1] Takuya Hoshi, Hiroki Sugiyama, Haruki Yokoyama, Kenji Kurishima, and Minoru Ida, "*Low-Turn-on-Voltage Heterojunction Bipolar Transistors with a C-Doped InGaAsSb Base Grown by Metalorganic Chemical Vapor Deposition*", Japanese Journal of Applied Physics 51, 04DF01 (2012).
- [2] T. Hoshi, H. Sugiyama, H. Yokoyama, K. Kurishima, M. Ida, H. Matsuzaki, and K. Tateno, "*Carbon doping in InGaAsSb films on (001) InP substrate using CBr₄ grown by metalorganic chemical vapor deposition*", Journal of Crystal Growth 380, 197 (2013).
- [3] Takuya Hoshi, Norihide Kashio, Hiroki Sugiyama, Haruki Yokoyama, Kenji Kurishima, Minoru Ida, Hideaki Matsuzaki, and Masaki Kohtoku, "*Impact of strained GaAs spacer between InP emitter and GaAs_{1-y}Sb_y base on structural properties and electrical characteristics of MOCVD-grown InP/GaAs_{1-y}Sb_y/InP DHBTs*", Journal of Crystal Growth 395, 31 (2014).
- [4] Takuya Hoshi, Norihide Kashio, Hiroki Sugiyama, Haruki Yokoyama, Kenji Kurishima, Minoru Ida, Hideaki Matsuzaki, Masaki Kohtoku, and Hideki Gotoh, "*MOCVD-grown compressively strained C-doped In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y with high-In/Sb content for very low turn-on-voltage InP-based DHBTs*", Journal of Crystal Growth 404, 172 (2014).
- [5] Takuya Hoshi, Norihide Kashio, Hiroki Sugiyama, Haruki Yokoyama, Kenji Kurishima, Minoru Ida, Hideaki Matsuzaki, and Hideki Gotoh, "*A simple method for forming compositionally-graded In_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y base of double-heterojunction bipolar transistors modulating CBr₄-doping-precursor flow in metalorganic chemical vapor deposition*", Applied Physics Express 7, 114102 (2014).

*[4][5]は指導教員との共著論文

●本研究論文に関連する内容の筆頭著者学術論文

- [1] Takuya Hoshi, Takahiro Koyama, Mariko Sugawara, Akira Uedono, John F. Kaeding, Rajat Sharma, Shuji Nakamura, and Shigefusa F. Chichibu, "*Correlation between the violet luminescence intensity and defect density in AlN epilayers grown by ammonia-source molecular beam epitaxy*", Physica States Solidi C 5, 2129 (2008).
- [2] T. Hoshi, K. Hazu, K. Ohshita, M. Kagaya, T. Onuma, K. Fujito, H. Namita, and S. F. Chichibu, "*Impacts of anisotropic lattice relaxation on crystal mosaicity and luminescence spectra of m-plane Al_xGa_{1-x}N films grown on m-plane free-standing GaN substrates by NH₃ source molecular beam epitaxy*", Applied Physics Letters 94, 071910 (2009).

●筆頭著者以外の学術論文

- [1] T. Koyama, M. Sugawara, T. Hoshi, A. Uedono, J. F. Kaeding, R. Sharma, S. Nakamura, and S. F. Chichibu, "*Relation between Al vacancies and deep emission bands in AlN epitaxial films grown by NH₃-source molecular beam epitaxy*", Applied Physics Letters 90, 241914 (2007).

- [2] Hirokatsu Ikeda, Takahiro Okamura, Kodai Matsukawa, Takayuki Sota, Mariko Sugawara, Takuya Hoshi, Pablo Cantu, Rajat Sharma, John F. Kaeding, Stacia Keller, Umesh K. Mishra, Kei Kosaka, Keiichi Asai, Shigeaki Sumiya, Tomohiko Shibata, Mitsuhiro Tanaka, James S. Speck, Steven P. DenBaars, Shuji Nakamura, Takahiro Koyama, Takeyoshi Onuma, and Shigefusa F. Chichibu, "*Impact of strain on free-exciton resonance energies in wurtzite AlN*," Journal of Applied Physics 102, 123707 (2007).
- [3] K. Hazu, T. Hoshi, M. Kagaya, T. Onuma, and S. F. Chichibu, "*Light polarization characteristics of m-plane $Al_xGa_{1-x}N$ films suffering from in-plane anisotropic tensile stresses*," Journal of Applied Physics 107, 033701 (2010).
- [4] K. Hazu, M. Kagaya, T. Hoshi, T. Onuma, and S. F. Chichibu, "*Impacts of anisotropic tilt mosaics of state-of-the-art m-plane freestanding GaN substrates on the structural and luminescent properties of m-plane $Al_xGa_{1-x}N$ epilayers*," Journal of Vacuum Science & Technology B 29, 021208 (2011).
- [5] Haruki Yokoyama, Takuya Hoshi, Naoteru Shigekawa, and Minoru Ida, "*Reduction of In Composition in Heavily Zn-Doped InAlGaAs Layers Grown at Low Temperature by Metalorganic Chemical Vapor Deposition*," Japanese Journal of Applied Physics 51, 025601 (2012).
- [6] Norihide Kashio, Takuya Hoshi, Kenji Kurishima, Minoru Ida, and Hideaki Matsuzaki, "*Composition- and Doping-Graded-Base InP/InGaAsSb Double Heterojunction Bipolar Transistors Exhibiting Simultaneous f_t and f_{max} of Over 500 GHz*", IEEE Electron Device Letters 35, 1209 (2014).
- [7] K. Nishi, M. Yokoyama, H. Yokoyama, T. Hoshi, H. Sugiyama, M. Takenaka, and S. Takagi, "*Operation of the GaSb p-channel metal-oxide-semiconductor field-effect transistors fabricated on (111)A surfaces*", Applied Physics Letters 105, 233503 (2014).