

## 研 究 解 説

## 分子線エピタキシャル成長 Si ドープ (311)A GaAs の伝導型遷移

Conduction-type Conversion of Si-doped (311)A GaAs Grown by Molecular Beam Epitaxy

阪 本 憲 成\*・平 川 一 彦\*・生 駒 俊 明\*\*

Noriaki SAKAMOTO, Kazuhiko HIRAKAWA and Toshiaki IKOMA

分子線エピタキシー法により成長した Si ドープ (311)A GaAs の伝導型の結晶成長条件依存性について詳細に検討した。Si ドープ (311)A GaAs の伝導型は、低成長温度/高ひ素圧条件下では  $n$  型であるが、一方、高成長温度/低ひ素圧条件下では  $p$  型に遷移する。このときの遷移は急峻で、また Si の活性化率も各々の領域で最大100%近くなり、ドーパントとして Si のみを用いることにより、良好な伝導型制御が可能であることが明らかになった。さらに、この伝導型遷移のメカニズムが、(311)A 面に生成するミクロな表面コラゲーションと強い相関があることを光学的、電気的手法から明らかにした。

## 1. は じ め に

近年、超高真空中で加熱された分子線を用いて結晶成長を行う分子線エピタキシー (MBE) 法などの結晶成長技術が進歩することにより、半導体ヘテロ接合や超格子構造のような原子レベルで急峻な組成の制御が可能になってきた。これにより、急峻なヘテロ界面を利用した高電子移動度トランジスタ (HEMT)、ヘテロバイポーラトランジスタ (HBT) などの超高速電子デバイスや、量子井戸、量子細線構造などを利用した光デバイスなども開発され、大きな発展をとげている。

一方、不純物ドーピングの制御については、組成制御の進歩に比べると技術的に、いまだ初期段階にあるといえる。GaAs の  $p$  型ドーパントとして、従来 Be, C などが主に用いられてきたが、歪み、毒性、高拡散係数を持つという点で、必ずしも優れたドーパントとは言えない。一方、IV 族元素である Si は、原理的には III-V 族化合物である GaAs に対して両性不純物になり得、また歪み、毒性、拡散の面で望ましい特性を持っているが、通常結晶成長で用いられる (100) 面方位においては、 $n$  型ドーパントとしてしか振る舞わない。

本研究では、通常用いられる (100) 面とは異なる面方位である (311)A GaAs 基板を用いることにより、Si のみのドーピングで、 $n$  型、 $p$  型の両方の良好な伝導型を実

現できること、またこの伝導型遷移のメカニズムが何に起因するものかを電氣的、光学的手法を用いて詳細に検討した。

## 2. Si ドープ (311)A GaAs の伝導型遷移

## 2.1 Si ドープ (311)A GaAs の伝導型の結晶成長条件依存性

MBE 成長において、Si は (100) GaAs に対して通常  $n$  型ドーパントとして用いられている。しかし、Si は IV 族元素であり、原理的には、III-V 族化合物半導体である GaAs に対して  $p$  型にも  $n$  型にもなりうる。実際に、Si ドープした (100) 面<sup>1)</sup>や (111) 面<sup>2)</sup>では、成長条件に依存して  $p$  型、 $n$  型になることが、また、(N11)A 面では  $N \leq 3$  の場合  $p$  型に、また、 $N > 3$  の場合  $n$  型になることが報告されている<sup>3)~5)</sup>。さらに、(311)A 面では、Si をドーピングしたときの伝導型が MBE 成長過程での基板温度や  $As_4$  フラックス/Ga フラックス比 ( $V_4/III$  比) などの成長パラメータにより影響を受けることも報告されている<sup>6), 7)</sup>。

そこで、(311)A GaAs に様に Si をドーピングしたときの伝導型の成長条件依存性を系統的に調べるために、まず、最初に  $V_4/III$  比を一定にしたときの基板温度依存性について、次に、基板温度を一定にしたときの  $V_4/III$  比依存性について実験を行った。また、同時に (100) GaAs 基板上にも成長を行い、比較を行った。

本研究で用いたサンプルは、(311)A (図 1 に (311)A 面の原子配列を示す) および (100) GaAs 半絶縁性基板

\*東京大学生産技術研究所 第3部

\*\*テキサスインスツルメンツ筑波研究開発センター  
(東京大学生産技術研究所客員教授)

上に, GaAs バッファ層 4000Å, Si ドープ層 1000Å, GaAs キャップ層 1000Å, アンドープ AlGaAs 1000Å, アンドープ GaAs 100Å / AlGaAs 100Å 量子井戸構造 (5 セット), AlGaAs 1000Å, GaAs 100Å を逐次成長したものである. MBE の成長条件として, 基板温度 ( $T_g$ ),  $V_4/III$  比を変数とした. ただし,  $V_4/III$  比は, Ga フラックス一定 (GaAs の成長レートは  $0.6 \mu\text{m/h}$ ) のもとで,  $As_4$  フラックスを変化させることにより制御した. 基板温度はパイロメータによりモニターした. Si のドーピング密度は  $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  に固定し, サンプル中の伝導型およびキャリア密度, 移動度を室温におけるホール測定により求めた.

まず, MBE の成長条件のうち,  $V_4/III$  比を 5.4 に固定したときの, Si ドープ (311)A GaAs の伝導型およびキャリア密度, 移動度の基板温度依存性を図 2 に示す. また, 同時に成長した Si ドープ (100) GaAs の結果についても同図に示す.

(311)A 面では,  $T_g < 420^\circ\text{C}$  において, 伝導型は Si 活性化率がほぼ 100% の  $n$  型であるが,  $420^\circ\text{C}$  以上になると  $n$  型のキャリア密度は急激に一桁以上下がり,  $450^\circ\text{C} < T_g < 500^\circ\text{C}$  では,  $p$  型も  $n$  型も示さない高抵抗領域が存在する. これは, (311)A GaAs 表面において, MBE 成長中に Si が Ga サイトにも As サイトにも入り, 電子と正孔が自己補償を起こすためであると考えられる. さらに基板温度を上げると,  $T_g > 530^\circ\text{C}$  では,  $p$  型で活性化率が約 40% 程度のキャリア密度が得られる. 移動度もキャリア密度と同様に振る舞う.  $T_g < 420^\circ\text{C}$  では, 電子の移動度は一定値であるが,  $420^\circ\text{C}$  以上で電子の移動度が減少し, 伝導型が  $n$  型から  $p$  型に変化した後,  $T_g > 530^\circ\text{C}$  では一定の正孔移動度が得られる. 一方, (100) 面では, 基板温度に関係なく, ほぼ 100% の活性化率の  $n$  型を示した.

次に,  $T_g = 530^\circ\text{C}$  に固定したときの Si ドープ (311)A GaAs の伝導型及びキャリア密度, 移動度の  $V_4/III$  比依存性を図 3 に示す. 同時に, Si ドープ (100) GaAs の結果についても示す. (311)A 面において,  $V_4/III$  比  $< 2.7$  では, ほぼ 100% の活性化率の  $p$  型を示すが,  $V_4/III$  比が

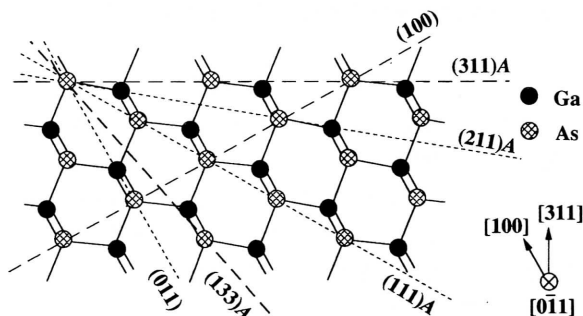


図 1 (311)A GaAs の原子配列

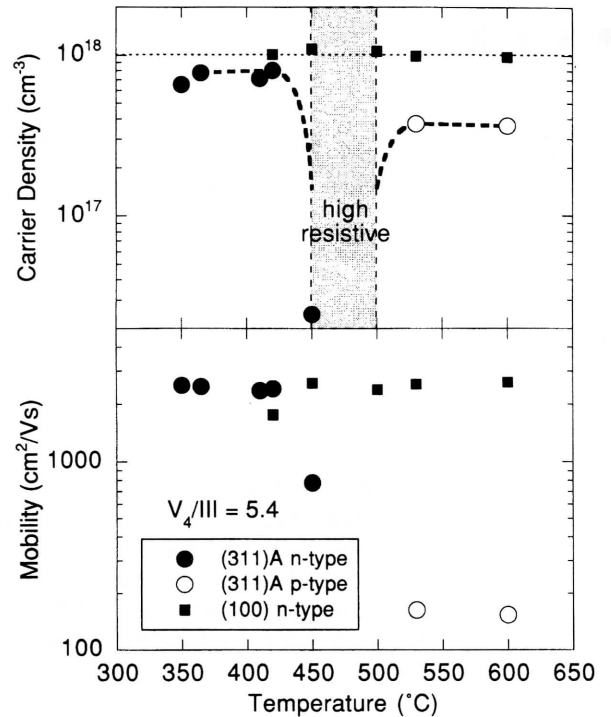


図 2 Si ドープ (311)A および (100) GaAs 中のキャリア密度, 移動度の結晶成長温度依存性. Si ドーピング密度は,  $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ .

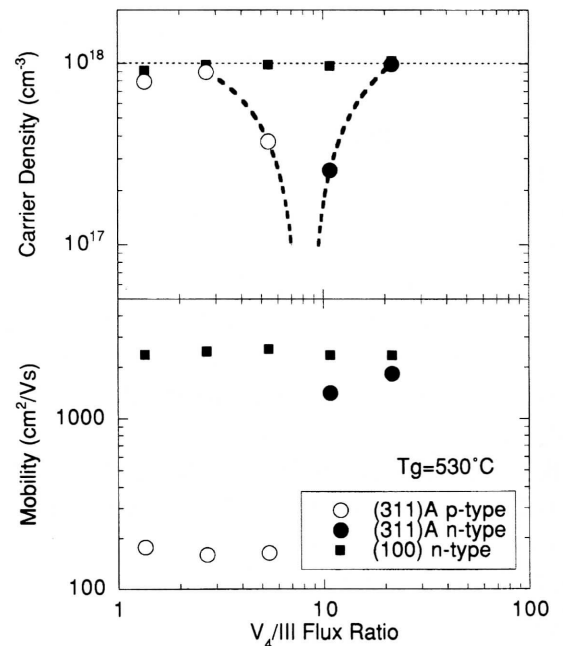


図 3 Si ドープ (311)A および (100) GaAs のキャリア密度, 移動度の  $V_4/III$  比依存性. Si ドーピング密度は,  $1.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ .

2.7以上になると、自己補償を起こし、キャリア密度は下っていく。しかし、さらに  $V_4/III$  比を上げていくと、伝導型が  $p$  型から  $n$  型に変わり、 $V_4/III$  比  $> 10$  では、ほぼ100%の活性化率の  $n$  型になっていることがわかる。一方、(100) 面では、基板温度に関係なく、ほぼ100%の活性化率の  $n$  型を示した。

以上のように、Si ドープ (311) A GaAs の伝導型は基板温度、 $V_4/III$  比の両方の成長条件に依存して、 $p$  型、 $n$  型に急峻に遷移することがわかった。

そこで、基板温度と  $V_4/III$  比の両方をパラメータとして変化させたときの、Si ドープ (311) A GaAs の伝導型の相図を図 4 (a) に示す。また、Si ドープ (100) GaAs の伝導型の相図も図 4 (b) に示す。図中のドットサイズは活性化率  $\eta$  を表わし、大中小でそれぞれ  $70\% < \eta < 100\%$  (高活性化率領域)、 $10\% < \eta < 70\%$  (補償領域)、 $\eta < 10\%$  (高抵抗領域) の3段階に分けた。

図 4 (a) で示されるように、高温、低  $V_4/III$  比の場合には Si ドープ (311) A GaAs の伝導型は  $p$  型に、低温、高  $V_4/III$  比の場合には  $n$  型になりやすいことがわかる。また、 $p$  型、 $n$  型の境界線を含む中間領域においては、Si ドープ (311) A GaAs は、自己補償効果により高抵抗に

なっている。この遷移領域は狭く、急峻に伝導型が遷移していることがわかる。また、 $p$  型、 $n$  型、ともに最大約100%の活性化率が達成されていることがわかる。このように、(311) A 面 GaAs では、適当な成長条件を選ぶことによって、活性化率ほぼ100%の良好な  $p$  型、 $n$  型導電層を、Si のみを用いて実現できることがわかった。

一方、図 4 (b) から、Si ドープ (100) GaAs の伝導型は、基板温度、 $V_4/III$  比の成長条件に関係なく、ほぼ100%の活性化率の  $n$  型になっている。しかし、極端に成長温度が高く、 $V_4/III$  比が低い、 $T_g = 630^\circ\text{C}$ 、 $V_4/III$  比  $= 1.4$  の条件においては、 $n$  型の活性化率が60%にしかならなかった。このサンプル表面は As 圧が低いために、表面に過剰 Ga が存在し、白濁していた。

## 2.2 Si ドープ (311) A GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造のヘテロ界面の平坦性

次に、(311) A GaAs 基板上的ヘテロ界面の状態を調べるために、GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造のフォトルミネセンス (PL) 測定を行った。試料は、(311) A GaAs の Si ドープ層の伝導型が  $p$  型及び  $n$  型になる成長条件で成長した2種類のアンドープ GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造である。測定は16Kで行った。また、同時に成長した (100) GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造試料についても同様に測定した。

まず、 $T_g = 630^\circ\text{C}$ 、 $V_4/III$  比  $= 10$  の Si ドープ (311) A GaAs の伝導型が  $p$  型になる条件下で成長したアンドープ GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造の PL スペクトルを図 5 に示す。800 nm 付近に見られる量子井戸からの PL ピーク強度は、(311) A 多重量子井戸構造の方が (100) 面上のそれよりも強い。また、PL 半値全幅 (FWHM) についても、(311) A サンプルでは2.94 meV、(100) サンプルでは、5.15 meV となっており、(311) A サンプルの方が狭いこともわかった。このことから、(311) A GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造のヘテロ界面は、少なくともエキシトン半径 (約100Å) 程度の大きさで見限り平坦であり、GaAs 量子井戸の結晶性もよいことがわかる。

次に、 $T_g = 630^\circ\text{C}$ 、 $V_4/III$  比  $= 26$  として、Si ドープ (311) A の伝導型が  $n$  型になる成長条件の下で成長したアンドープ (311) A 及び (100) GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造からの PL スペクトルを示す (図 6)。図より、(311) A 多重量子井戸からの発光の方がやや強いことがわかる。また、FWHM は、それぞれ3.96 meV、6.59 meV であり、(311) A サンプルの方が狭い。このことから、(311) A 面上のヘテロ界面は、 $p$  型、 $n$  型の成長条件を問わず、(100) 面上のヘテロ界面よりもエキシトン半径程度のラフネスが少ないことがわかった。

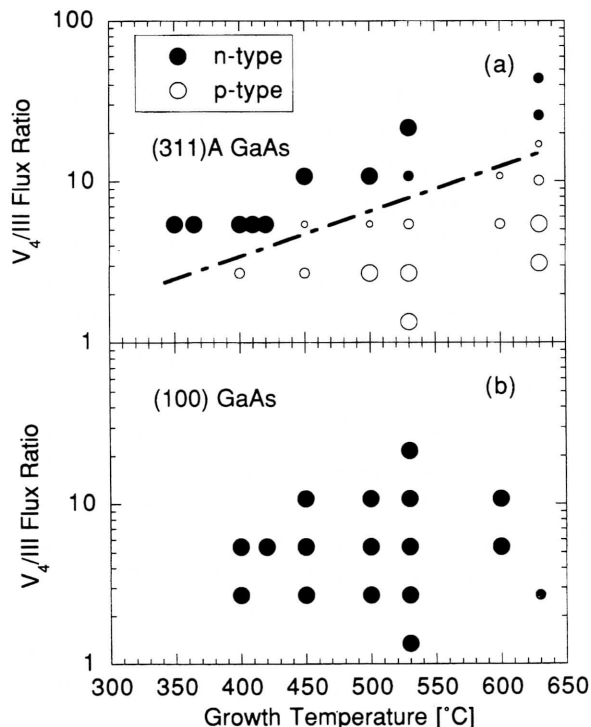


図 4 Si ドープ (311) A GaAs (a) および (100) GaAs (b) の伝導型の基板温度および  $V_4/III$  比に対する相図。白丸は  $p$  型、黒丸は  $n$  型に対応する。またドットサイズは、Si の活性化率  $\eta$  を表し、大 ( $70\% < \eta < 100\%$ )、中 ( $10\% < \eta < 70\%$ )、小 ( $\eta < 10\%$ ) である。

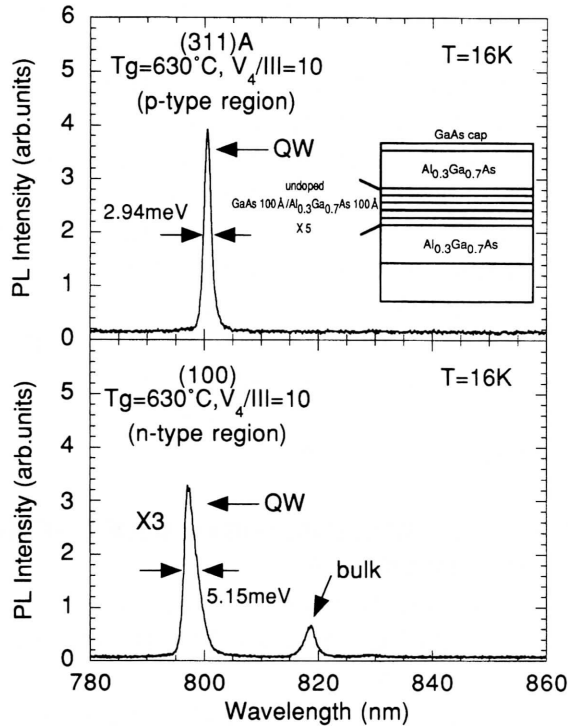


図5  $p$  型成長条件における (311)A 及び (100) GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造のフォトルミネセンス・スペクトル

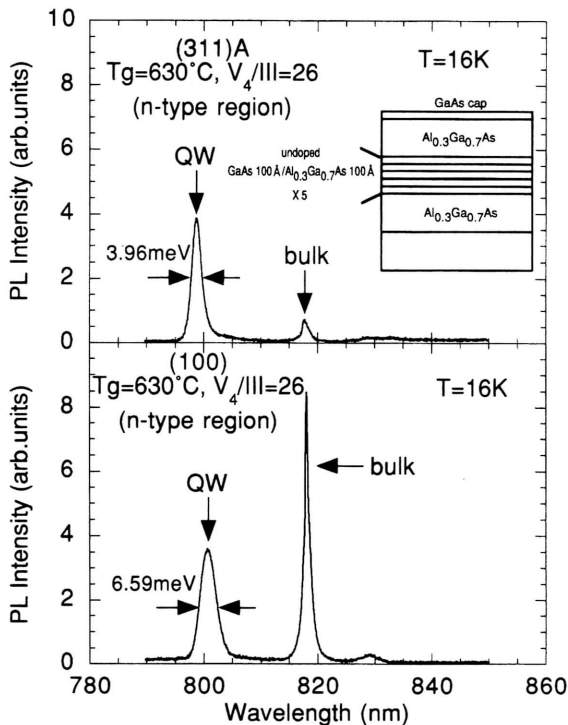


図6  $n$  型成長条件における (311)A 及び (100) GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造のフォトルミネセンス・スペクトル

### 3. 伝導型遷移のメカニズムの解明

#### 3.1 伝導型遷移と表面モフォロジーとの相関

以上、基板温度、 $V_4/III$  比を変化させることにより、Si ドープ (311)A GaAs の伝導型を良好な  $p$  型、 $n$  型両方について、制御できることを示した。しかし、この伝導型遷移のメカニズムについては、未だ明らかではない。

伝導型遷移のメカニズムの可能性の一つとして、過剰 Ga の存在による成長モードの変化が考えられる。(311)A 面と同様に、 $p$  型、 $n$  型の両方の伝導型を実現することが可能な Si ドープ (111)A GaAs<sup>8)</sup> の場合には、表面モフォロジーと伝導型の強い相関が報告されている<sup>9)~11)</sup>。(111)A GaAs 表面では、As 原子の付着係数が低いために、高温、低  $V_4/III$  比では、過剰 Ga 原子が表面に存在し、結晶成長は Ga-rich な条件で進む。このとき、Si 原子は As サイトに入りやすく、アクセプタとして振る舞い、また、結晶の表面は過剰 Ga のために荒れている。一方、低温、高  $V_4/III$  比の場合には、過剰 Ga 原子は存在せず、そのため Si 原子は Ga サイトに入り、ドナーとして振る舞う。このとき、結晶表面は鏡面である。このように、(111)A 面では伝導型と表面モフォロジーに強い相関が見られる<sup>9)~11)</sup>。

そこで、本節では、Si ドープ (311)A GaAs の伝導型遷移のメカニズムが過剰 Ga の存在によるものであるのかどうかを調べるために、Si ドープ (311)A GaAs 試料の表面モフォロジーをノマルスキー干渉顕微鏡で観察した。また、比較のために、同時に成長した Si ドープ (100) GaAs 表面も同様に観察した。

図7に  $V_4/III$  比を5.4で一定にし、基板温度を400 °C、500 °C、600 °C にした場合の (311)A および (100) GaAs の表面モフォロジーを示す。Si ドープ (311)A GaAs の伝導型は、基板温度が400 °C のときは  $n$  型、500 °C のときは高抵抗、600 °C のときは  $p$  型である。図からわかるように、(311)A 面は伝導型に関係なく、成長表面は、いずれも平坦で、良好な鏡面である。また、(100) 面では、400 °C、500 °C、600 °C と、表面にわずかな凹凸がある。(311)A 面と (100) 面を比較すると、(311)A 面の表面モフォロジーが、(100) 面のそれよりも一般的に良好であることがわかった。また、(311)A GaAs の表面モフォロジーと伝導型に相関がないことは、(311)A 面における伝導型遷移が、(111)A 面におけるような過剰 Ga の存在によるものではないことを示している。

#### 3.2 伝導型遷移と表面コラゲーションとの相関

Si ドープ (311)A GaAs の伝導型遷移のメカニズムのもう一つの可能性として、MBE 成長中、(311)A 面に生成するミクロな表面構造による影響が考えられる。

Nötzel らは、RHEED による (311)A GaAs の表面構造

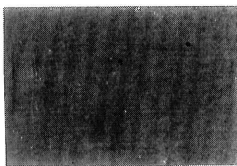
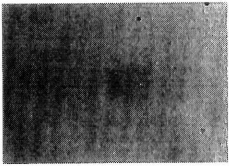
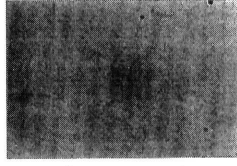
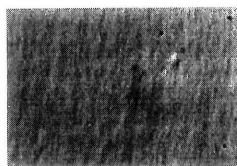
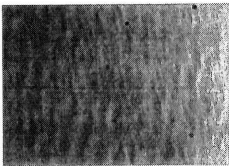
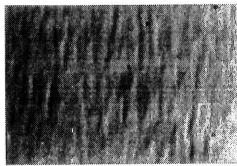
Growth Temperature	400°C	500°C	600°C
(311)A GaAs	 (n-type)	 (high-resistive)	 (p-type)
(100) GaAs	 (n-type)	 (n-type)	 (n-type)

図7 Si ドープ (311)A および (100) GaAs の表面モフォロジーの結晶成長温度依存性

の観察から<sup>12)~15)</sup>, 成長温度  $T_g$  が  $480^\circ\text{C} < T_g < 680^\circ\text{C}$  では, 熱力学的な安定性により, 図8に示すようなコラゲーションをもつ表面構造が生成していると報告している. これは, 高い表面エネルギーをもつ (311)A 面が, より低い表面エネルギーをもつファセットで分割されることにより生成するものである. 一方,  $T_g \leq 400^\circ\text{C}$  では, 低温のために, 表面付着原子の移動度が低くなり, 擬平坦な面になると報告している.

Si がドナー, アクセプタのどちらのサイトに入るかは, Si-As, Si-Ga 結合の相対的強さと As ボンドや Ga ボンドに出会う確率によって決定されると考えられる. (311)A GaAs 表面では, 図1に示すように平均して, Ga から1本, As から2本のダングリングボンドが出ているため, Si は, 一般に As 原子と結合しやすく, ドナーとなり, 伝導型は  $n$  型になると考えられる. 一方, 図8に示すような表面コラゲーションが生成する場合は, 表面は主に  $\{3\bar{3}1\}$  ファセットで覆われている.  $\{3\bar{3}1\}$  表面では, 平均して, Ga からダングリングボンドが2本, As からダングリングボンドが1本出しており, 一般に Si 原子は優先的に As サイトに入って, アクセプタとなり, 伝導型は  $p$  型になると期待される.

### 3.3 (311)A GaAs ヘテロ構造の光学的異方性

そこで, 伝導型遷移のメカニズムが表面コラゲーションによるものであるかどうかを確かめるため, コラゲーションの有無により生じると考えられる光学的異方性と伝導型の相関を多重量子井戸構造のフォトルミネセンス励起 (PLE) スペクトル測定により調べた<sup>14)~16)</sup>. 試料は第2

節でフォトルミネセンスを評価した (311)A 及び (100) GaAs/AlGaAs 多重量子井戸構造で, 測定は 6 K 程度において行った.

最初に,  $T_g = 630^\circ\text{C}$ ,  $V_4/\text{III}$  比 = 10 の, Si ドープ (311)A GaAs の伝導型が  $p$  型になる成長条件下において成長した (311)A および (100) GaAs/AlGaAs 多重量子井戸構造の PLE スペクトルを図9に示す. レーザ光を偏光させ, (311)A 多重量子井戸試料では  $[-233]$  方向,  $[01\bar{1}]$  方向の偏光を, (100) 多重量子井戸サンプルでは  $[011]$  方向,  $[01\bar{1}]$  方向の偏光をサンプルに照射し, フォトルミネセンスを測定した.

(311)A 多重量子井戸構造の PLE スペクトルでは, 1.551eV, 1.567eV, 1.655eV に励起子ピークが観測される. これらは, それぞれ第1量子化準位の電子—重い正孔

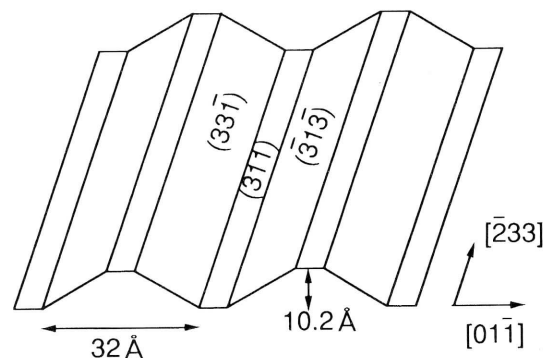


図8 (311)A GaAs 表面に形成されるコラゲーションの模式図

間 (1e-1hh), 第1量子化準位の電子—軽い正孔間 (1e-1lh), 第2量子化準位の電子—重い正孔間 (2e-2hh) の励起子によるピークである。また, (100) 多重量子井戸構造 PLE スペクトルにおいても, 1.555eV, 1.567eV, 1.670eV に, 同様な1e-1hh, 1e-1lh, 2e-2hh の励起子ピークが観測される。

$p$  型成長条件で成長した (311)A 多重量子井戸構造では, [-233] 偏光, [01-1] 偏光において, 1e-1lh の励起子ピーク強度が大きく異なり, [01-1] 偏光のピーク強度が [-233] 偏光のそれよりも強くなっている。また, 1e-1hh, 2e-2hh のピークについては, [-233] 偏光の強度の方がわずかに強くなっている。この結果は, Nötzel らが報告している (311)A GaAs/AlAs 多重量子井戸構造の光学的異方性と一致している<sup>14)~16)</sup>。図9の PLE スペクトルの結果は, [-233] 方向に沿ったキャリア閉じ込めがあることを示唆しており, 図8の表面コラゲーションの存在を支持している。一方, (100) 多重量子井戸構造の PLE スペクトルは, [011] 偏光と [01-1] 偏光で異方性を示さず, (100) 多重量子井戸構造では, ヘテロ界面が平坦であることを示している。

次に,  $T_g=400^\circ\text{C}$ ,  $V_4/\text{III}$  比=5.4の, Si ドープ (311)A GaAs の伝導型が  $n$  型になる条件下において成長した (311)A および (100) GaAs/AlGaAs 多重量子井戸構造の PLE スペクトルを図10に示す。図10から,  $n$  型成長条件

の (311)A 多重量子井戸構造試料では,  $p$  型成長条件の (311)A 多重量子井戸とは異なり, [-233], [01-1] 偏光に対して, 顕著な光学的異方性は観察されない。このことは,  $n$  型を示す成長条件で成長した (311)A GaAs 表面は, コラゲーションを形成せず, 平坦であることを示唆している。また, 同条件下で成長した (100) 多重量子井戸構造も, [011], [01-1] 偏光に対して, 光学的異方性を示さず, 界面は成長条件によらず, 平坦であることがわかる。

これらの結果をまとめると, Si ドープ (311)A GaAs の伝導型遷移は, (311)A 面に特有な表面コラゲーションと強い相関があり, (311)A 面に表面コラゲーションが生成するような成長条件の場合は, Si はアクセプタに, また, 表面コラゲーションが現れない低温で成長した場合は, Si はドナーとなることがわかった。

一方, (100) GaAs/AlGaAs 多重量子井戸構造では, 成長条件によらず, 平坦な界面をもち, 光学的異方性は存在しないことがわかった。

### 3.4 (311)A GaAs ヘテロ構造の電気的異方性

さらに, 光学的異方性の結果を補うために, 高移動度の  $p$  型 Si 選択ドープ (311)A GaAs/AlGaAs 単一ヘテロ構造試料を成長し, 図11の図に示すような L 字型のホールバーを作製して, [-233], [01-1] 方向における電気的特性を調べた。試料構造は, (311)A 基板上にアンドープ GaAs, AlGaAs 層をそれぞれ7000Å, 300Å 成長した後,

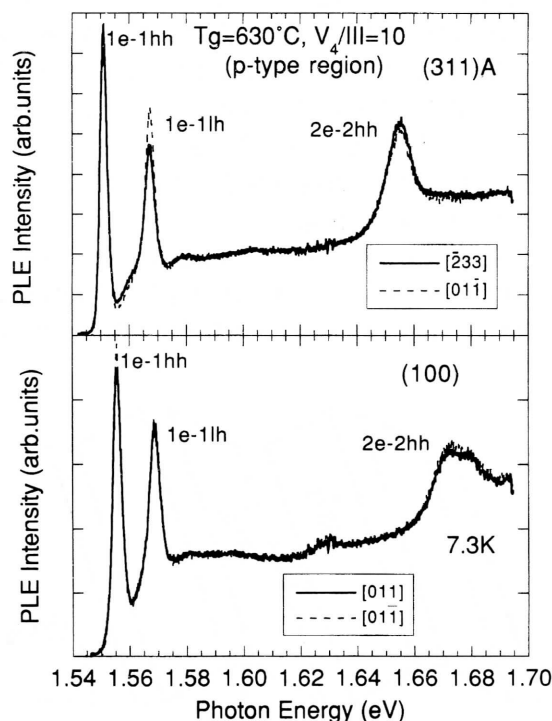


図9  $p$  型成長条件における (311)A 及び (100) GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造の偏光フォトルミネセンス励起スペクトル

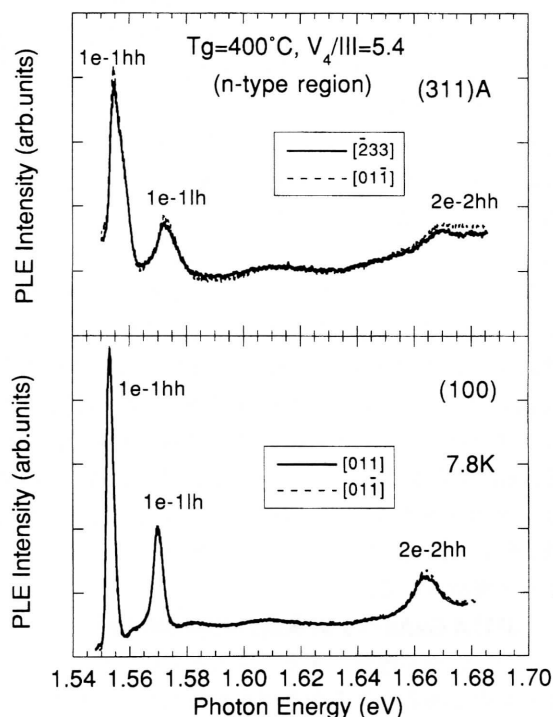


図10  $n$  型成長条件における (311)A 及び (100) GaAs / AlGaAs 多重量子井戸構造の偏光フォトルミネセンス励起スペクトル



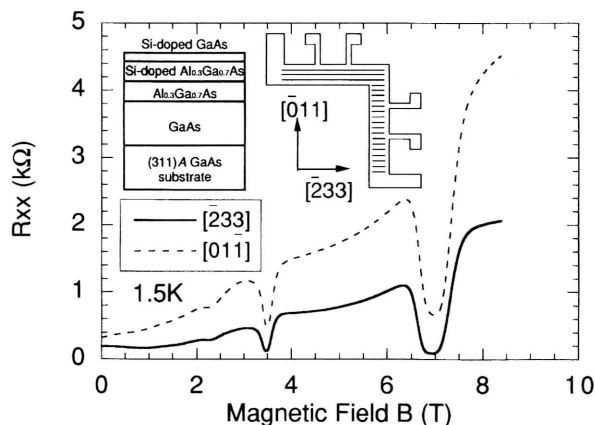


図11  $p$  型成長条件における (311)A Si 選択ドーピング単一ヘテロ構造の磁気抵抗異方性

Si をドーピングした AlGaAs, GaAs 層をそれぞれ400Å, 50Å 成長したものである。Si ドーピング密度は AlGaAs 中で  $1.3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ , GaAs 中で  $1.9 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  とした。このサンプルの1.5K における [01-1], [-233] 方向の磁気抵抗 ( $R_{xx}$ ) を図11に示す。磁場  $B=0\text{T}$  においては, [01-1] 方向の  $R_{xx}$  は  $300\Omega$ , [-233] 方向の  $R_{xx}$  は  $200\Omega$  を示し, また,  $B \neq 0\text{T}$  においても, [-233] 方向の抵抗が常に [01-1] 方向のそれよりも低い値を示している。磁気抵抗の振動周期より, 2方向で正孔密度が等しいことがわかるので, この抵抗値の差は, 正孔の移動度の差によるものである。[-233] 方向に沿う異方的に散乱したこの電気抵抗の異方性も, 図8に示す表面コラゲーションの存在を支持している。

以上のことから, Si ドープ (311)A GaAs の伝導型が  $p$  型を示す成長条件で MBE 成長された (311)A GaAs 表面は, 図8のような構造をもつ表面コラゲーションが生成し, 光学的, 電気的異方性を示すが, 一方,  $n$  型を示す成長条件で成長された (311)A GaAs 表面では, コラゲーションは存在せず, 成長表面は擬平坦であると結論される。このように, 表面コラゲーションの有無が Si ドープ (311)A GaAs の伝導型遷移と強く相関していることが示された。

#### 4. 結 論

本研究では, Si ドープ (311)A GaAs の伝導型の成長条件依存性について系統的に調べ, その結果, 成長条件により Si ドープ (311)A GaAs の伝導型が, 低温/高  $V_4/\text{III}$  比側では  $n$  型に, 逆に高温/低  $V_4/\text{III}$  比側では  $p$  型に急峻に遷移することを見いだした。しかも, 活性化率も最大100%に近く, 良好な伝導型制御が可能である。さらに, (311)A 面が良好な結晶性をもつことが光学的に示された。さらに, 伝導型遷移のメカニズムについて考察し, (311)A GaAs の伝導型遷移が, (111)A GaAs で報告され

ているような過剰 Ga の存在の有無によるのではなく, むしろ, (311)A 表面に生成するミクロなコラゲーションの有無と強い相関を持っていることを, 光学的, 電気的手法から明らかにした。

(311)A 面という結晶面方位は, 一般的には用いられていないが, ここで示したように, Si のみのドーピングにより伝導型を制御できるという点や, 表面モフォロジーが良好である, ヘテロ界面が平坦であるなどの優れた性質を有しており, 実用上からも興味深い面だといえる。今後, これらの特性を用いた優れたデバイスが作製されることを期待する。

#### 謝 辞

本研究を行うにあたり, 本所第3部平本俊郎助教授に有益な議論をして頂いた。また, (311)A 並びに (100) GaAs 基板を提供して頂いた日立電線(株)の中川順一氏, PLE 測定で御協力頂いた東京大学先端科学技術センター榊裕之教授および秋山英文助手に謝意を表する。また, 本所平川研究室の榊原秀樹氏, 遠藤真樹氏には, 実験上で協力頂いた。本研究は, 文部省重点領域研究“量子位相エレクトロニクス”, 日英国際共同研究プロジェクト“メソスコピックエレクトロニクス”及び, 産学共同研究“量子ナノエレクトロニクス”の助成により行われた。

(1995年3月1日受理)

#### 参 考 文 献

- 1) J.M. Ballingall and C.E.C. Wood, Appl. Phys. Lett. 41, 947 (1982).
- 2) Y. Kadoya, A. Sato, H. Kano, and H. Sakaki, J. Cryst. Growth 111, 280 (1991).
- 3) W.I. Wang, E.E. Mendez, T.S. Kuan, and L. Esaki, Appl. Phys. Lett. 47, 826 (1985).
- 4) W.I. Wang, Surf. Sci. 174, 31 (1986).
- 5) S. Subbanna, H. Kroemer, and J.L. Melz, J. Appl. Phys. 55, 488 (1986).
- 6) W.Q. Li, P.K. Bhattacharya, S. H. Kwok, and R. Merlin, J. Appl. Phys. 72, 3129 (1992).
- 7) K. Agawa, K. Hirakawa, N. Sakamoto, Y. Hashimoto, and T. Ikoma, Appl. Phys. Lett. 65, 1171 (1994).
- 8) Y. Kadoya, A. Sato, H. Kano, and H. Sakaki, J. Cryst. Growth 111, 280 (1991).
- 9) M.R. Fahy, K. Sato, and B.A. Joyce, Appl. Phys. Lett. 64, 190 (1994).
- 10) K. Sato, M.R. Fahy, and B.A. Joyce, J.J. Appl. Phys. 33, L905 (1994).
- 11) K. Sato, M.R. Fahy, and B.A. Joyce, Surf. Sci. 315, 105 (1994).
- 12) R. Nötzel, L. Däweritz, and K. Ploog, Phys. Rev. B46, 4736 (1992).
- 13) R. Nötzel and K. Ploog, Phys. Rev. B49, 8499 (1994).

- 14) R. Nötzel, N.N. Ledentsov, L. Däweritz, M. Hohenstein, and K. Ploog, Phys. Rev. Lett. 67, 3812 (1991).
- 15) R. Nötzel, N.N. Ledentsov, L. Däweritz, K. Ploog, and M. Hohenstein, Phys. Rev. B45, 3507 (1992).
- 16) R. Nötzel, L. Däweritz, N. Ledentsov, and K. Ploog, Sur. Sci. 267, 209, (1992).