

## FIB によるメゾスコピック構造素子の作製プロセス

Fabrication Process of Mesoscopic Devices by FIB

蒲生 健次\*

Kenji GAMO

マスクレス加工が可能な FIB プロセスは、その加工解像度、プロセスの自由度からメゾスコピック系のデバイス開発に有用なプロセス技術として期待される。はじめに FIB の基礎特性に簡単にふれ、高エネルギー FIB により作製した電子フォーカシング素子の電気伝導特性について述べる。次に低エネルギーイオンを二次元電子ガスに照射したときの影響について述べる。イオンビーム照射により半導体基板に導入される欠陥を低減することは、メゾスコピック素子の作製上きわめて重要であり、そのためには FIB プロセスの低エネルギー化と結晶成長から加工まで一貫したその場プロセスの開発が必要である。FIB を組み込んだその場プロセス装置の概略とそれを用いた素子について述べる。

## 1. はじめに

メゾスコピック系の作成には微細加工技術が不可欠である。従来 10 nm レベルの解像度が実現できる電子ビームリソグラフィが広く用いられてきた。この方法では、作成した微細レジストパターンを利用して選択的な加工を行うため、多くのプロセス工程を必要とする。

イオンビームプロセスはリソグラフィ以外に、不純物注入、欠陥による素子分離、ミキシングなどが可能である。さらに集束イオンビーム (Focused Ion Beam : FIB) 中用いることにより、マスク工程を経ずに選択的にこれらの加工が可能である。また FIB は超高真空と整合性が高いので、その場プロセスによってメゾスコピック素子の作製に用いることができる<sup>1)</sup>。

すでにこのような FIB の特長に着目して、量子細線<sup>2)</sup>、量子ポイントコンタクト<sup>3)</sup>、アンチドット<sup>4)</sup>などのメゾスコピック構造の作製に 응용されている。これらはイオン照射領域が欠陥の作用により高抵抗化することを利用して、メゾスコピック系にデバイス機能を与えるには、量子構造の複合化、多重化が必要であり、FIB による超微細マスクレスプロセスが有力な実現方法の一つである。

高輝度 FIB は液体金属イオン源 (Liquid Metal Ion Source : LMIS) により得ることができる。LMIS ではイオンは高電場中のエミッターの頂点から引き出されるので、従来のイオン源と比べて輝度の高い点イオン源となる。FIB の空間分解能は電子ビームリソグラフィと異なり散乱ではなく、ビームプロファイル自体で決まる。

\*大阪大学

FIB のビームプロファイルは非ガウシアン分布であることが知られており、ほぼ、ビームの中心付近はガウシアン分布であるが、中心から離れてビーム強度 ~ 1 % のところから指数関数的テイルが存在する<sup>5)</sup>。このビームテイル部分は弱いにもかかわらず、中心から広い範囲にわたり存在している。FIB を用いて素子を作製した場合にこのテイル素子特性に影響を及ぼすと考えられる。

メゾスコピック構造の加工技術としての FIB 法の課題は、加工解像度と材料品質を劣化させるイオン照射損傷の低減、および結晶成長技術との組合せによる高い制御性をもつ 3 次元微細構造製作技術の開発である。ここでは FIB を中心として、イオン照射がヘテロ構造に及ぼす影響とその低減の可能性および FIB を組み込んだ複合プロセスの開発とそのメゾスコピック系への応用について述べる。

## 2. イオン照射欠陥

## 2-1 バリスティック伝導におよぼすイオン照射効果

試料作成に用いた基板は GaAs-AlGaAs ヘテロ接合の変調ドープ構造で分子線エピタキシー (Molecular Beam Epitaxy : MBE) 法によって成長したものである。半絶縁性である GaAs を基板とし、その上にノンドープ GaAs を 800 nm、その上にノンドープ AlGaAs を 20 nm 成長させスペーサー層としている。スペーサー層の上から  $n^+$  ドーピングした AlGaAs をキャリア供給層として積んでいる。ノンドープ GaAs と AlGaAs 界面に、二次元電子ガス (Two-Dimensional Electron Gas : 2DEG) が形成される。ドーピング層と 2DEG 層とがスペーサー層により空間的に分離されているため、電子

は不純物散乱を受ける確率が著しく減少し、2DEG は高移動度となる。暗い条件下におけるキャリア密度は  $n_s = 3.1 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 、移動度は  $\mu = 8 \times 10^5 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  である。キャリア密度はシュブニコフ・ドハース (Subunikov de-Haas : SdH) 振動の周期より求めている。この実験においてキャリア密度は永続的光伝導 (Persistent Photoconductivity : PPC) 効果を用いて強度を上げながら LED 光を照射することで制御している。光照射後の平均自由行程は  $20 \mu\text{m}$  におよぶ。

図 1 に測定に用いた試料を示す<sup>6)</sup>。図 1 は  $100\text{keV Ga}^+$  FIB を用いて作製した電子フォーカシング素子である。図の斜線部分は FIB により照射を行った領域であり、ドーズ量は  $4.3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  である。照射領域より両側  $0.4 \mu\text{m}$  は空乏層となることを確かめてある。FIB 照射によって基板は高抵抗化することが知られており、メゾスコピック構造を作製することができる。I は電流端子を V は電圧端子を示している。なお電流端子と電圧端子間の距離  $\Delta L_1$ ,  $\Delta L_2$  および電流端子の幅  $\Delta g_1$ ,  $\Delta g_2$  は、試料によってそれぞれ異なる値に設計しており、それらを表 1 に示す。また比較のために同様の構造の素子を Ti/Au のショットキーゲートを用いて作製した (図示していない)。ショットキーゲートに負の電圧をかけてゲートの下を空乏化させることにより構造を形成する。測定は LED 照射下において温度  $1.5 \text{ K}$  で交流ブリッジにより行った。

図 2 は表 1 に示した三種類の試料における  $V/I$  の磁場依存性の測定結果である。それぞれの試料は  $\Delta L$  が異なっている。図にはいくつかのピーク構造が見られる。磁場中で電子は半径  $r_c = \hbar k_F / eB$  (ただし、 $k_F$  はフェルミ波数、 $B$  は磁場) のサイクロトロン運動することが知られている。実験に用いた試料は、電子の平均自由行程が構造長  $\Delta L$  よりはるかに長く、バリスティック領域にある。I 端子から出射された電子の一部は、固体中であっても弾性散乱を受けることなくサイクロトロン半径で図 3 のような軌道を取り直接 V 端子に入る。この地にも何回か側壁で反射されて V 端子に入るものも考えられるため、図 2 のピークはサイクロトロン運動する電子のサイクロトロン直径と  $\Delta L$  との比が整数倍になる磁場位置に現れる。一般にピークの大きさは  $\Delta L$  が小さいほど大きくなると考えられる。Sample 1 は  $\Delta L$  が Sample 2, 3 より短く、ピーク振幅も大きくなっていることがわかる。

図 4 はピークの振幅を  $\Delta L$  に対してプロットしたものである。キャリア密度は PPC 効果により  $3.5 \sim 4.5 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$  の範囲で変化させている。予想どおり振幅は  $\Delta L$  に比例して減少していき、特徴的なことは  $\Delta L = 6 \mu\text{m}$  を境に二種類の傾きがあることである。電子がまったく散乱を受けずに進む距離 (バリスティック長

表 1 電子フォーカシング素子の構造パラメータ

Sample Length	$\Delta L_1 (\mu\text{m})$	$\Delta g_1 (\mu\text{m})$	$\Delta L_2 (\mu\text{m})$	$\Delta g_2 (\mu\text{m})$
Sample 1	4.5	0.7	4.0	0.2
Sample 2	5.0	0.2	6.0	0.2
Sample 3	7.0	0.2	8.0	0.2

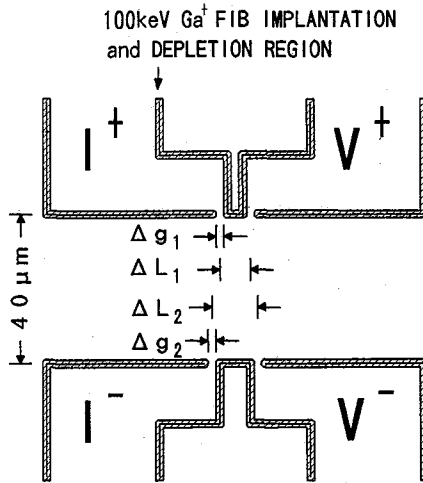


図 1 高エネルギー FIB により作製した電子フォーカシング素子

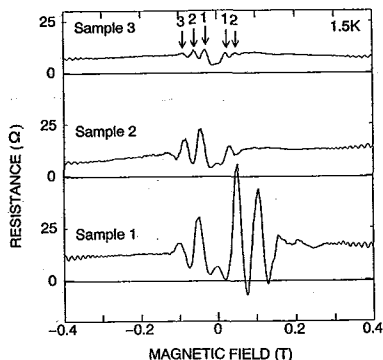


図 2 三種類の試料における  $V/I$  の磁場依存性

$l_B$ ) を見積もるために、ピーク振幅は V 端子に入った電子数  $n$  に比例すると仮定し  $n = n_0 \exp(-\pi \Delta L / 2 l_B)$  とおく。図 4 で傾きが変わることはバリスティック長が二種類あることを示している。それゆえ FIB 注入領域から  $3 \mu\text{m}$  以上はなれた領域でのバリスティック長を  $l_B$  とし、 $3 \mu\text{m}$  以下の領域でのそれを  $l_B'$  とする。

図 5 は図 4 の傾きから求めた二種類のバリスティック長  $l_B$ ,  $l_B'$  をキャリア密度に対してプロットしたものである。FIB 注入領域に近い領域におけるバリスティック長  $l_B'$  は  $l_B$  に比べて低下していることがわかる。これらの値はキャリア密度依存性が弱く、 $l_B$ ,  $l_B'$  の値はほぼ  $2.7, 1.8 \mu\text{m}$  である。また移動度から求めた平均自由行程  $l_e$  を示している。 $l_B$ ,  $l_B'$  が  $l_e$  に比べて小さいのはバ

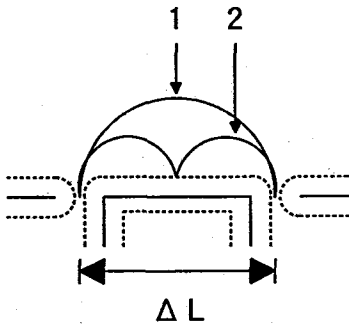


図3 電子フォーカシングの概念

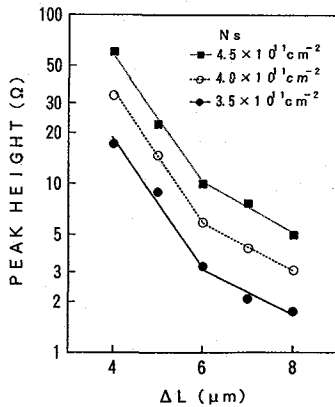


図4 フォーカシングピークの振幅のΔL依存性

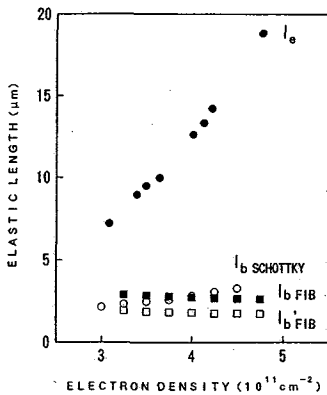


図5 バリステック長, 平均自由行程の電子密度依存性

リステック長は小角散乱の影響を受けやすいためだと考えられる。また同時にショットキーゲートによるフォーカシング素子から求めたバリステック長も図示してある。ショットキーゲート素子においてはバリステック長は一種類のみであった。このことから注入領域近傍ではFIBの指数関数的ビームテイルのために空乏域をこえてイオンが照射されており、そのためにバリステック長が低下しているものと考えられる。

これらのことから高エネルギーFIBを素子作製に用いる時には、注入領域だけでなくその近傍にも照射欠陥の影響がおよぶことを考慮すべきである。

2-2 二次元電子ガスへのイオン照射効果

前節に述べたように、高エネルギーFIBにおいては素子への照射欠陥が問題となる。GaAsでは低エネルギーイオンにより損傷の低減を計ることができる。たとえば~100 eV以下で発生した照射欠陥は600℃程度の比較的低温のアニールにより容易に除去できることが知られている<sup>7)</sup>。また20eV以下ではイオン照射欠陥は実質的には発生しない。GaAs-AlGaAs変調ドープ構造における2 DEGへの低エネルギーイオン照射効果を低温の電気伝導から調べた<sup>8)</sup>。

図6は20~100 eVのArイオン照射した変調ドープ構造における電子密度と移動度を示す。Ar照射量は $10^{16} \text{cm}^{-2}$ である。2 DEG層は表面から100 nmにある。電子密度はこのエネルギー範囲ではほとんど変化しない。2-1節で示したように高エネルギーイオンを照射したとき、照射域は損傷により高抵抗化し素子分離が可能であるが、低エネルギー化によりイオン照射損傷の発生が抑制できることがわかる。一方移動度は、100 eVでは未注入のものから約20%程度減少しており、なおイオン照射損傷の影響が示唆されるが、ここでは試料が比較的低移動度であるため明確ではない。

図7は20 eV Arイオンを照射した変調ドープ構造における移動度および2 DEGの密度の照射量依存性を示す。試料は20 nmのスペーサ層を含んで表面から100 nmに2 DEG層を持つもので、4.2 Kにおける移動度と電子密度は $1.3 \times 10^6 \text{cm}^2/\text{Vs}$ 、 $3.4 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$ である。電子密度は $10^{16} \text{cm}^{-2}$ までの照射量ではほとんど変化しないことがわかる。また1.4 KにおけるSdH振動の周期から決めた値ともよく一致する。一方移動度は $10^{15} \text{cm}^{-2}$ 以上のAr照射により減少を示す。これはフォノン散乱が抑制される1.4 Kにおいて明確であり、 $10^{16} \text{cm}^{-2}$ の照

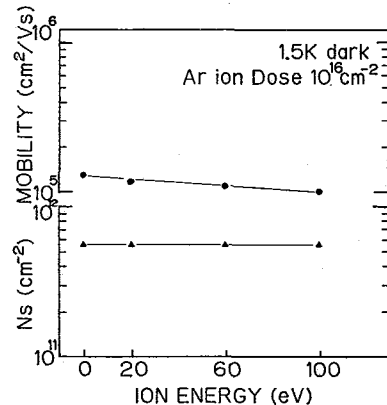


図6 電子密度, 移動度の照射イオンエネルギー依存性

射量では未注入のもの1/4となっている。20 eVの照射においても欠陥が発生し、これに起因した散乱が起こることがわかる。この移動度の劣化は図に示すように400℃の比較的低温のアニールにより回復する。

さらに低温のSdH振動の測定結果を二次元の理論式を用いて解析し、一粒子状態の緩和時間( $\tau_s$ )を求めた。結果を移動度から求まる運動量緩和時間( $\tau$ )とともに図8に示す。照射量の増加により二つの緩和時間はともに減少する。一般にGaAsでは非等方的な長距離散乱が支配的であり、すべての散乱の寄与を受け一粒子緩和時間の方が後方散乱に支配される運動量緩和時間よりも短い。実験結果はこの傾向を示しており、欠陥はすべての散乱に寄与するものと考えられる。

これらの結果はイオン照射欠陥の低温電気伝導に及ぼす影響はビームの低エネルギー化によって著しく低減できることを示している。20 eVの低エネルギーでも欠陥の影響は完全には消滅しないが、比較的低温のアニール

により除去できることから、プロセス条件の設定により無損傷化が実現できる。

2-3 注入基板へのMBE成長

FIBと結晶成長を組み合わせることは、メゾスコピック素子作製プロセスとして重要である。ここではGaAsについてイオン注入基板にMBE成長を行い、照射による界面および成長層の特性に対する影響を調べた。ここでは注入と成長を個別の装置で行っている。n形基板にN<sup>+</sup>を注入したものにMBE成長を行い界面近傍のキャリア密度分布をC-V法で求めた。結果を図9に示す。成長界面では注入の如何に係わらず顕著なキャリア密度の減少がみられ、界面より深さ0.5 μm程度の成長層まで影響が認められる。これは基板表面そのものに起因するものであり、表面酸化膜、雰囲気からの汚染などが原因とみられる。

Siのドーパ量が低い試料では、注入基板界面の方がより大きなキャリアの減少を示す。注入によるキャリアの減少量の増加は、未注入基板にみられるものの1/3以下であり主として基板を大気に暴露することの影響が大きいことがわかる。注入による損傷の影響が比較的少ない一因は、再成長時の高温過程で損傷が消滅するためである。一方注入層が完全な非晶質層となると、単結晶成長が困難となることが知られている。

図10は各種の基板に成長した変調ドーパ構造の77 Kにおける移動度と電子密度を示す。ここでも注入とMBE成長は個別装置を用いている。バッファ層の厚さを増すことにより、2 DEG層の伝導特性が向上する。未注入基板ではバッファ層厚0.6 μm以上で移動度10<sup>5</sup> cm<sup>2</sup>/Vsの高純度のものが作成できる。バッファ層が薄いときに見られる特性の劣化は、GaAs成長界面の

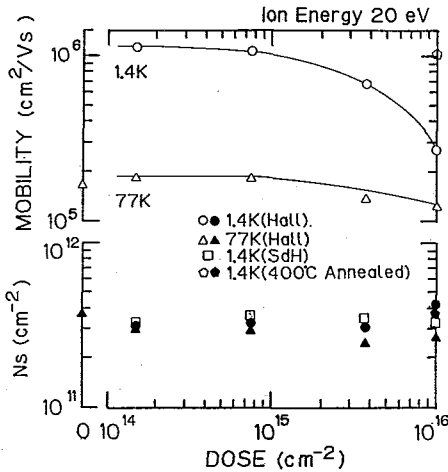


図7 電子密度、移動度の20eV Ar イオン照射量依存性

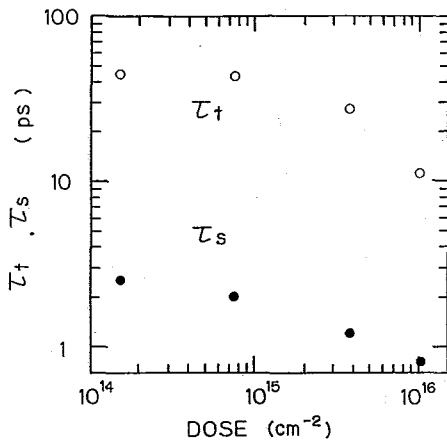


図8 散乱時間の照射量依存性

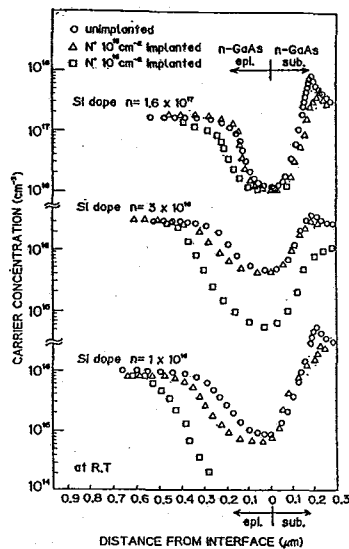


図9 注入基板への成長層キャリア分布

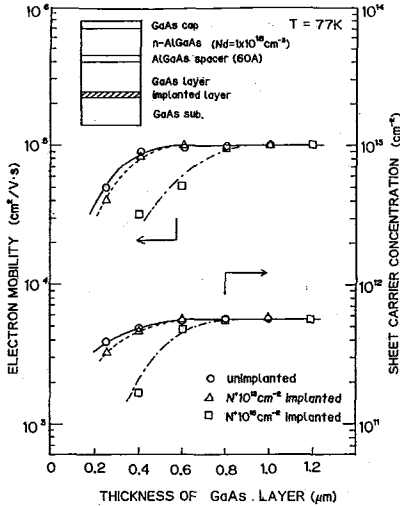


図10 変調ドープ構造における移動度、電子密度のバッファ層厚依存性

異常と同じく基板表面の汚染や酸化膜の影響と考えられ、これを除去するには0.6 μm 以上のバッファ層が必要である。10<sup>13</sup>/cm<sup>2</sup>の注入基板では未注入基板とほぼ等しいバッファ層厚依存性を示し、注入の影響が少ないことがわかる。10<sup>15</sup>/cm<sup>2</sup>の注入基板では、未注入基板と同等な品質の変調ドープ構造を得るには、0.8 μm のバッファ層が必要であり、注入量が多いときは照射の影響が成長層側にも及んでいる。

これらの結果は基板の大気暴露が、成長界面および成長層の特性を支配していることを示唆しており、低注入量である限り、基板へのイオン注入による成長層の品質劣化は少ないと考えられる。基板の大気暴露が成長層に強く影響することから、プロセス表面への高品質な再成長層を実現するにはバッファ層の調整やその場エッチングや表面保護膜を取り入れるなどのプロセス上の工夫が必要である。これらの問題は、大気暴露を防ぎ表面の清浄度が維持される真空一貫プロセスによって完全に解決できるものと考えられる。

3. 複合プロセス装置の開発と応用

低エネルギー FIB プロセスによる選択変調ドープ構造の作製とそのメゾスコピック素子への応用を目指して、複合プロセス装置を開発した。図11はその場ナノファブリケーションシステムの概略図である。高エネルギー FIB (加速電圧100 keV)、低エネルギー FIB (加速電圧 50 eV~30 keV) と MBE 装置が超高真空搬送路で結合されている。超高真空搬送路は真空度10<sup>-9</sup> Torr 台に維持されており、マグネットカップリングによって 3 inch ウエハ-15枚を搬送できる。この装置のうち低損傷プロセスの成否を担う低エネルギー FIB システムは、

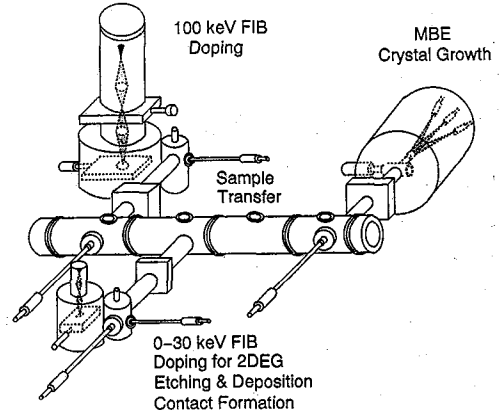


図11 その場ナノファブリケーションシステムの概略

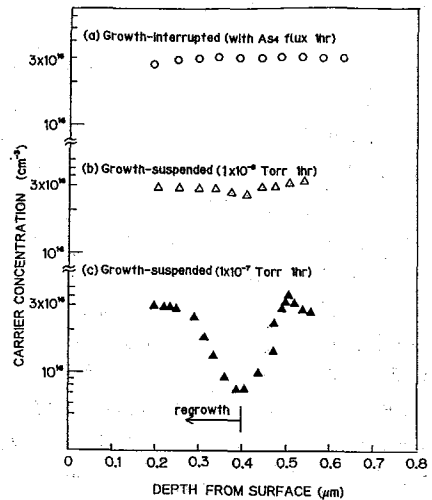


図12 成長中断によるキャリア分布の変化

減速電界イオン光学系を採用して、エネルギー100 eV 以下でビーム電流80 pA、ビームスポットサイズ100 nm 以下を実現することができるもので、ドーピング、エッチング、デポジションを行うことができる。100 eV 以下の低エネルギーイオン注入では、先に述べたように損傷の発生も少なく、ドーパント (Si<sup>+</sup>) を AlGaAs 層にだけ注入できる。このシステムによってサイドゲート量子細線や電子波方向性結合器などを作製することができる。

この複合プロセス装置を用いて、GaAsのMBE成長中に中断を行い、その影響をキャリア分布の特性から調べた。結果を図12に示す。(a)は成長室において、Gaのフラックスを止めて1時間成長を中断した後再成長したものである。(b)(c)は成長中断時に成長室から10<sup>-9</sup>および10<sup>-7</sup>Torrのバッファ室に試料を移し1時間経過の後、サーマルクリーニングを省略して再成長したものである。

(c)ではキャリア密度は明らかな減少を示す。減少量は面密度で  $3 \times 10^{11} \text{cm}^{-2}$  程度であり減少域は界面近傍 200 nm の範囲で認められる。これは通常大気に曝した基板成長層界面の減少に近く、表面の清浄度は真空度に依存することを示す。(a)(b)では、再成長界面におけるキャリア密度の減少はほとんど認められない。成長界面の異常が認められない良好な再成長層を得るためには  $10^{-9}$  Torr 以下の超高真空環境のもとでプロセスを行う必要があることがわかる。

メゾスコピック素子の実用化のうえで有望なのは三端子素子である。われわれは量子細線にサイドゲートと呼ばれるゲートをつけ、細線幅を制御するサイドゲートランジスターを提案し、その基礎特性を報告してきた。これらの素子はドライエッチングにより作製されている。ここでは高エネルギー FIB を用いて作製したサイドゲートトランジスターについて述べる<sup>9)</sup>。まず図13挿入図の破線部分に 100 keV Ga<sup>+</sup> FIB 注入を行い、サイドゲート付き量子細線を作製した。量子細線の幅は 1.5 μm、長さ 10 μm である。測定は 77 K で行った。サイドゲートに正の印加電圧を加えることにより、細線幅の制御が可能である。図13は素子のコンダクタンスのサイドゲート電圧依存性である。ゲート電圧がゼロではコンダクタンスは  $(0.3 \times 10^{-5} \text{S})$  であるが、ゲートを正に印加するにつれ増加し  $1.6 \times 10^{-5} \text{S}$  まで増加している。これは細線幅が広がったためであると考えられる。

図14は低エネルギー FIB により、現在作製を試みているサイドゲートトランジスターの概念図である。MBE チャンバー内において半絶縁性 GaAs 基板上に GaAs と AlGaAs を成長させた後に成長を中断し、超高真空搬送路を介して真空を保ったまま低エネルギー FIB チャンバーに移動させる。低エネルギー FIB により Si<sup>+</sup> を図の斜線部の領域に選択ドーピングする。ここでは不純物の分布が狭いため実質的には δ ドーピングを行うことになる。その後、再び MBE チャンバーにもどして AlGaAs および GaAs の再成長を行い、最後にキャップ層として GaAs を成長させる。Si<sup>+</sup> を変調ドーピングした領域のヘテロ接合界面にのみ電子ガスが形成され、量子細線と細線の幅を制御するサイドゲートを作製することができる。

すでにイオン注入と再成長を用いて変調ドーピング構造を作製する試みがあり、 $10^{12} \text{cm}^{-2}$  程度の注入量で、2DEG が実現できることが示された<sup>10)</sup>。しかし、4.2 K における移動度は  $5 \times 10^4 \text{cm}^2/\text{Vs}$  程度で、as-grown のものに比べて大きな相違がある。この原因は注入エネルギーが 40~80 keV と高いために照射欠陥の影響が大きいこと、および欠陥を消滅させる高温アニール時に不純物が 2DEG 層に拡散し、散乱を増加させることにある。必要となる注入量が低いことを考えると、注入イオンの低エ

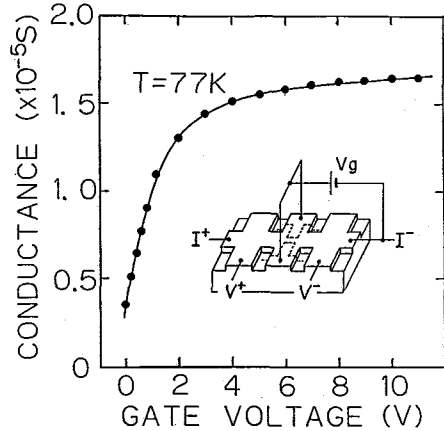


図13 FIB を用いて作製したサイドゲートトランジスターの電気伝導特性

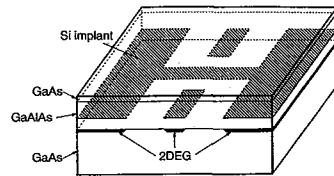


図14 低エネルギー FIB ドーピングによるサイドゲートトランジスタの概念図

ネルギー化によって、変調ドーピング構造の高品質化は十分可能でメゾスコピック系に応用できるものが実現できるものと期待できる。

#### 4. ま と め

メゾスコピック素子は基本的には量子構造の伝導モードを人為的に制御することが基本であり、すでにいくつかの提案がある。その実現には単一の量子構造だけでなく、それらを相互作用の及ぶ範囲に多重化、積層化し、制御要素を組み込むことが必要であり、構造設計の柔軟性と自由度の高いプロセス技術が望まれる。FIB プロセスはこの要請に応える可能性を有しており、特にここで述べた選択変調ドーピングによる細線構造の積層化が実現すれば、素子構成の自由度は格段に高まるものと期待される。このため FIB プロセスの一層の微細化、低損傷化および結晶成長技術との複合化が当面の課題である。

(1992年12月16日受理)

#### 参 考 文 献

- 1) K. Gamo, Vacuum 42 (1991) 89.
- 2) T. Hiramoto, K. Hirakawa, Y. Iye and T. Ikoma, Appl. Phys. Lett. 54 (1989) 2103.
- 3) Y. Hirayama, T. Saku and Y. Horikoshi, Phys. Rev. B39 (1989) 5535.
- 4) J. Takahara, T. Kakuta, T. Yamashiro, Y. Takagaki, T.

- Shiokawa, K. Gamo, S. Namba, S. Takaoka and K. Murase, *Jpn. J. Appl. Phys.* 30 (1991) 3250.
- 5) J. Melngailis, *J. Vac. Sci. Technol. B5* (1987) 469.
  - 6) T. Yamamoto, J. Yanagisawa, K. Gamo, S. Takaoka and K. Murase, *Abstracts of International Symposium on Intelligent Design and Synthesis of Electronic Material Systems* (1992) 88.
  - 7) Jin-Zhong Yu, N. Masui, Y. Yuba, T. Hara, M. Hamagaki, Y. Aoyagi, K. Gamo and S. Namba, *Jpn. J. Appl. Phys.* 28 (1989) 2391.
  - 8) M. Yamazawa, T. Matsumoto, H. Taniguchi, T. Sakamoto, Y. Takagaki, Y. Yuba, S. Takaoka, K. Gamo, K. Murase and S. Namba, *Jpn. J. Appl. Phys.* 30 (1991) 3261.
  - 9) F. Wakaya, T. Kakuta, Y. Takagaki, Y. Yuba, S. Takaoka, K. Murase, T. Shiokawa, K. Gamo and S. Namba, *J. Vac. Sci. Technol. B8* (1990) 1794.
  - 10) H. Arimoto, A. Kawano, H. Kitada, A. Endoh and T. Fujii, *J. Vac. Sci. Technol. B9* (1991) 2675.