

半導体量子ドット構造の自己組織化成長

電気通信大学 電子工学科 山口 浩一

1. はじめに

半導体量子ドット構造は、零次元電子系特有の性質を生かした種々の新しいデバイス応用[1-3]として期待され、近年その研究開発は活発に進められている。キャリアの3次元(3D)量子閉じ込めを実現するには、電子のド・ブロイ波長以下程度の微小構造を高い制御性で作製する高度なナノテクノロジーの開発が重要である。量子ドットデバイスの作製プロセスとしては、特に1.ドットサイズ(形状)の高均一化、2.ドットの形成位置・配列の制御性、3.ドットの個数制御(または高密度化)、4.量子準位の制御性、5.高品質の結晶性、6.高いスループットなどの作製技術を確認する必要がある。これまで様々な量子ドット構造の作製技術の試みがなされているが、中でも Stranski-Krastanov (SK) 成長モード[4]を利用した半導体量子ドット構造の作製は、高密度で良質の量子ドットを比較的簡便に作製できることから最も期待されている手法の一つである。しかし、SK 成長モードによる量子ドットの作製法では、特にドットサイズの不均一性および形成位置の制御性における問題点が指摘されてきた。例えば、量子ドットレーザへの応用の場合、 1 cm^2 当たり 10^{10} 個以上の量子ドットを必要とし、かつ、それら全量子ドットからの発光エネルギーの不均一幅を 20 meV 以下に抑える必要があると計算されているが、従来の SK 成長法による InGaAs 系量子ドットでは、その発光半値幅は 60 meV 程度以上と広いことが報告されてきた[5]。その後、量子ドットの積層化法による 25 meV の狭い発光半値幅が報告され[6]、また様々な成長手法の試みにより、 $21\sim 30\text{ meV}$ の半値幅を有する比較的高均一な作

製法の報告が相次いだ[7-9]。ところが最近、SK 成長法においても、低成長速度や低 As 圧の特異な成長条件により、InAs 量子ドットのサイズ揺らぎを大幅に抑制できることが示され[10,11]、特に高密度の InAs 量子ドットの単一成長層において、発光半値幅が 20 meV 以下の高均一化が初めて達成された[11]。

ここでは、SK 成長モードを利用した分子線エピタキシ (MBE) による高均一な InAs 量子ドットの自己組織化成長について紹介する。InAs 量子ドット構造の形成過程を 2D 成長、3D 成長、そして GaAs 層による埋め込み成長の3つの過程に分けて、それぞれの成長過程における成長メカニズムおよび高均一な InAs 量子ドット構造の成長条件について述べ、最後に高均一量子ドットからの発光特性を示す。

2. Stranski-Krastanov(SK)成長モードによる量子ドットの自己形成

薄膜の成長様式は、比較的古くから知られているように3つの成長モードに分類される(図1)。基板上に3次元的な微小構造が形成され、それらの合体を繰り返しながら一様な薄膜に成長していく Volmer-Weber (VM)型、2次元的に一様に成長していく Frank-van der Merwe (FM)型、そして成長の初期は2次元的な層状成長 (FM 型) であるが、その後3次元的な島状成長 (VM 型) へ遷移する Stranski-Krastanov (SK)型である。ここでは、SK 成長モードによる3D成長を利用した量子ドット構造の形成について述べるが、SK 成長モードは、Ge/Si 系、InAs/GaAs 系、CdSe/ZnSe 系などの格子不整合系の歪ヘテロエピタキシャル成長において観察される。2D か

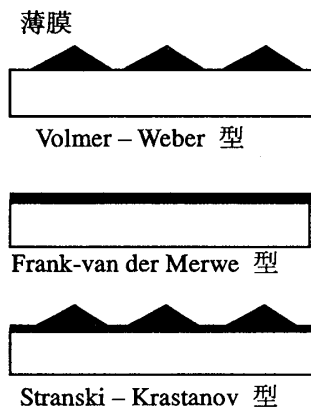


図1 薄膜の成長モード

ら3Dへの成長モードの遷移は、当初歪エネルギーの増大による転位の発生が要因であると考えられていた。しかし、原子スケールでの観察技術や薄膜制御技術により、成長モード遷移の直後では、転位の無いコヒーレントな3D島構造であることが分り、さらに成長量を増すと、3D島構造の巨大化もしくは3D島同士のコアレスセンスが起こり、転位の発生を引き起こすことが明かになった。こうして1992年頃からSK成長によるコヒーレントな3D島構造を量子ドットとして利用する研究が活発に進められるようになった[12]。結局、SK成長における成長モードの遷移は、成長量の増加にともなう歪エネルギーの増大によるものであり、一般的には、薄膜と基板の表面エネルギーをそれぞれ σ_f と σ_s 、界面エネルギーを σ_i とすると、成長初期には $\sigma_f + \sigma_i < \sigma_s$ の関係によるFM型の2D成長が起こり、その後、歪による σ_i の増大が $\sigma_f + \sigma_i > \sigma_s$ の関係へとエネルギーバランスの変化を引き起こし、VM型の安定な3D成長へと遷移することで説明される。

図2は、GaAs(001)上へのInAsのMBE成長における反射高速電子線回折(RHEED)の回折強度と回折パターンの変化の様子を示したものである。GaAsとInAsの間には7.2%の格子不整合量があり、典型的なSK成長モードを現している。InAs成長開始から約1.8分子層(ML)までは2D成長が起こり、ストリーク状のRHEED像

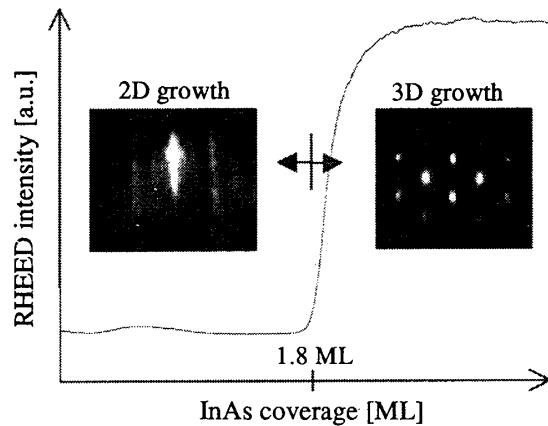


図2 InAs/GaAs 成長における RHEED の変化

を示すが、その後3D化が急激に進行し、RHEED 回折強度の増大とスポット像への変化が観察される。

図3は、InAsのSK成長過程におけるInAs成長層の面内格子間隔をRHEED回折像より測定したものである。InAsが約1ML付近までの2D成長層は、下地のGaAs層の格子定数と整合しているが、InAs層は弾性的な歪により高さ方向に引き伸ばされたpseudomorphic構造をしている。その後の2D成長層上への積層および3D化の進行によって、InAs成長層の表面近傍では格子緩和が始まり、徐々にInAsの格子定数に近づいて行く様子が分かる。ただし、InAsドット内部には残留歪として歪エネルギーが蓄えられている。

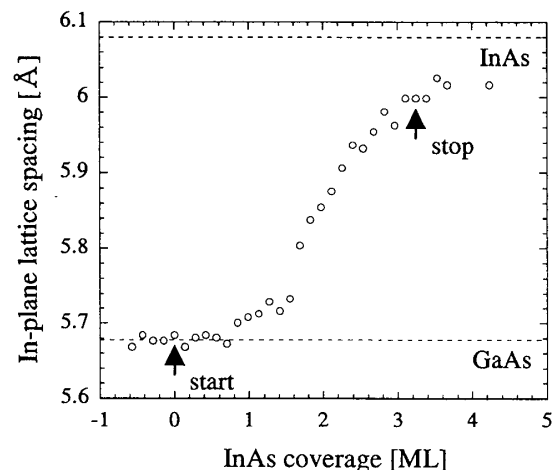


図3 InAs/GaAs 成長における InAs 成長層の面内格子間隔測定 (RHEED による)

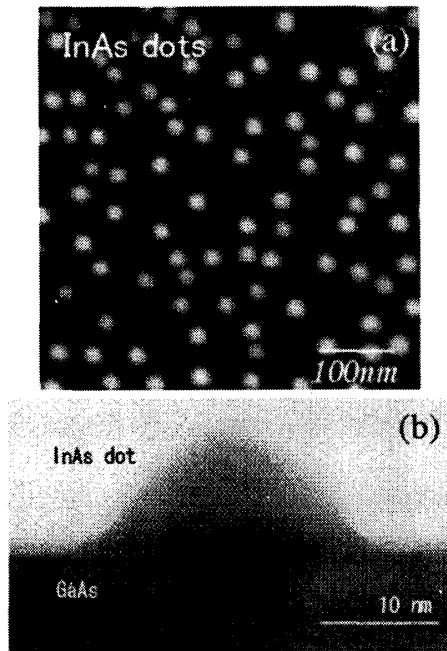


図4 InAs ドットの AFM 像(a)と断面 TEM 像(b)

図4は、InAs を 2.5 ML 分 SK 成長した後の InAs ドットの原子間力顕微鏡(AFM)像(a)と、1 個の InAs ドットを側面から観察した透過電子顕微鏡(TEM)像である(b)。膜厚約 1 ML の InAs 2D 成長層(wetting 層と呼ぶ)の上に、横方向サイズ約 25 nm、高さ約 10 nm のピラミッド状の 3D ドット構造が観察され、転位の無いコヒーレントな構造である。詳細な成長構造とその発光特性については後述するが、この SK 成長モードによって形成された InAs の 3D ドット構造は、量子サイズ効果を現す量子ドットとしての機能を有している。

3. 高均一 InAs 量子ドットの SK 成長

SK 成長モードによる量子ドット構造の作製は比較的簡便であるが、実際のデバイスへの応用となると幾つかの問題点がクローズアップされてきた。その一つに量子ドットサイズの不均一性の問題が挙げられる。ここでは、著者らのグループが取組んできた InAs 量子ドットの SK 成長モードによる高均一形成について、2D 成長、3D 成長、そして埋め込み成長の各成長過

程に分けて概説する。

3-1. 2次元成長過程

前述した様に、InAs/GaAs 系成長の初期過程では、厚さ約 1 ML の InAs 2D 層が形成される。1 ML 以下の InAs 2D 成長の様子については、走査型トンネル顕微鏡(STM)での観察結果の文献[13]などを参考にさせていただき、ここでは約 1 ML の InAs wetting 層上へ形成された 2D 成長島について述べる。

図5は、表1中の2種類の InAs 成長条件(H)と(L)において、InAs をそれぞれ 1.6 ML 成長させた場合の AFM 像である。条件(H)では、条件(L)に比べて InAs wetting 層のテラスの広がり小さく、またテラス上には小さな 2D 層が積層

表1 MBE 成長条件 (InAs 成長)

条件	HH	H	L
成長速度 (ML/s)	0.16	0.16	0.035
As 圧 ($\times 10^{-7}$ Torr)	24	6	3

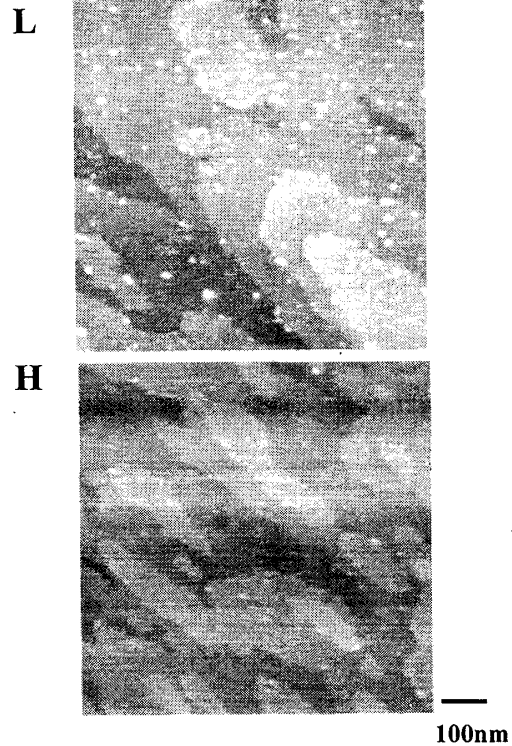


図5 InAs 2D 成長層の AFM 像(成長条件(L)と(H))

された多核形成モードの様子を示している。両成長条件において、高さ約 2~3 ML、横方向サイズ約 15~25 nm のほぼ等方的な 2D 成長島が観察される。InAs の成長量を増すと、これらの 2D 島が 3D ドットへと遷移していくが、この遷移過程の理解と制御が、3D 量子ドット構造の均一性を向上させる上で重要である。

図 6 は、様々な InAs 成長量で形成した InAs の 2D 島および 3D ドットの横方向サイズと高さの関係を示したもので、表 1 の 3 種類の MBE 成長条件(HH), (H), (L) によりそれぞれ作製し

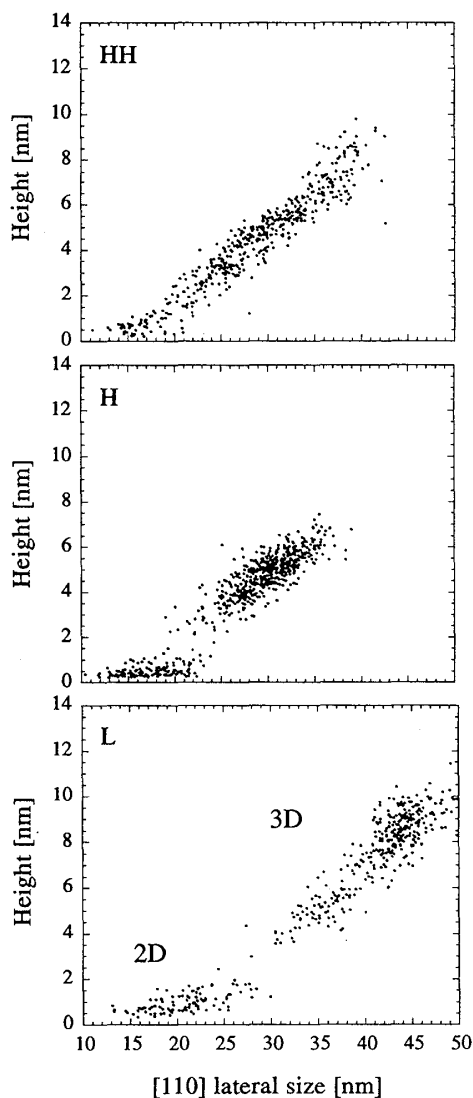


図 6 InAs 2D 島・3D ドットの横方向サイズと高さの関係 (MBE 成長条件(H),(L),(HH))

た。いずれの成長条件においても、成長初期に形成された 2D 島は、1~3 ML 程度の高さを維持し、横方向サイズのみのがりが観察された。2D 島の横方向サイズがある値（ここでは 2D 臨界サイズと呼ぶ）を越えると、InAs 成長島の高さは急激に増大し、3D ドットへと遷移する様子が分かる。AFM 観察の場合、探針先端の影響による測定誤差も含まれるが、高い InAs 成長速度および高い As 圧の条件では、2D 臨界サイズは減少する傾向にあり、3D 遷移する 2D 臨界サイズの分布幅も広くなる。後述するが、これは図 5 で示した多核形成モードによるものと考えられる。また条件(L)で観察されるように、最大の臨界サイズは 25 nm 付近でほぼ飽和する傾向にあるが、この飽和臨界サイズは 2D 島端部における歪による自己制限効果によって説明され、これらの現象について以下に考察する。

図 7 は、InAs wetting 層(1 ML)上に 2D 島が形成された場合の表面 InAs 分子のエネルギー分布を計算したもので、(a)は InAs 分子 20 ML 分を単一核形成させた 2D 島で、(b)は同じ成長量を多核形成させた 2D 島の場合である。InAs 分子のエネルギーは、第 2 近接分子間までの結合エネルギー(E_b)と歪エネルギー(E_s)の総和が最も低くなる最安定位置を self-consistent に求め、その位置での総エネルギー値($E = E_b + E_s$)を示したものである。 E_b と E_s はそれぞれ次式で表される。

$$E_b = -(n_1 E_{b1} + n_2 E_{b2})/4 \quad (1)$$

$$E_s = (C/2) \sum (a_i - a_i^0)^2 / (a_i^0)^2 \quad (2)$$

ここで、 n_1, n_2 はそれぞれ第 1 および第 2 近接分子の個数、 E_{b1}, E_{b2} はそれぞれ第 1 および第 2 近接分子間の結合エネルギー、 C は力定数、 a_i, a_i^0 はそれぞれ成長層とその無歪み時の格子間隔である。InAs/GaAs のような歪系の場合は、2D 島端部の wetting 層と接する InAs 分子は、歪エネルギーの増加と結合本数の減少によりエネルギー的に不安定な状態となる。したがって、2D 島が大きくなるほどステップ端での取り込み

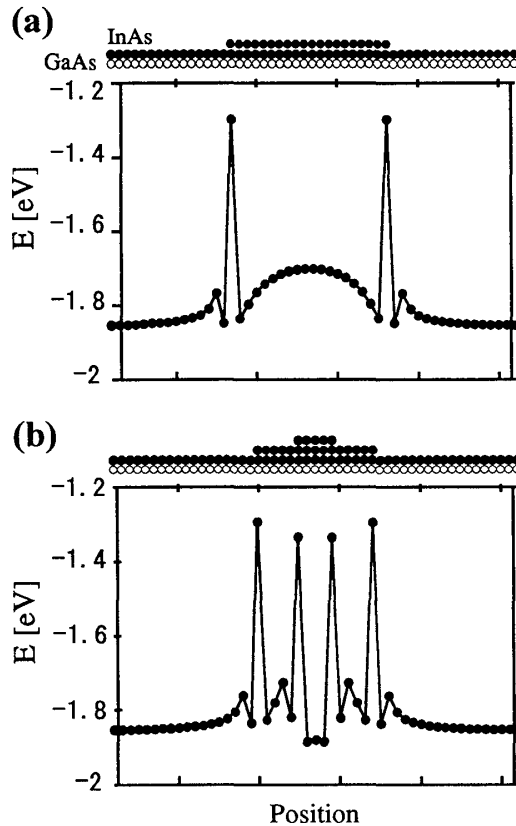


図7 InAs 2D 島の表面エネルギー分布
(a) 単一核形成島, (b) 多核形成島

は抑制され、図6で述べたように、2D 島はある臨界サイズで制限されるものと考えられる。均一な3D ドット形成には、その土台となる2D 島の形成段階において均一な2D 島の形成が望まれ、それには歪で決まるほぼ一定の2D 臨界サイズで自己制限される成長プロセスが重要となる。

また図7(b)に示した多核形成モードの場合、積層された2層目の表面InAs分子は、(a)の単一核2D層に比べてエネルギー的に安定であるため、さらに積層化が起こり易く、3D成長への遷移が促進されるものと考えられる。つまり、先の歪による2D臨界サイズに達する前に3D遷移を起こしてしまう可能性がある。一般に、高い成長速度、高いAs圧の成長条件では、In吸着種のマイグレーション長が短く、多核形成モードを発生しやすい。したがって、図6で示

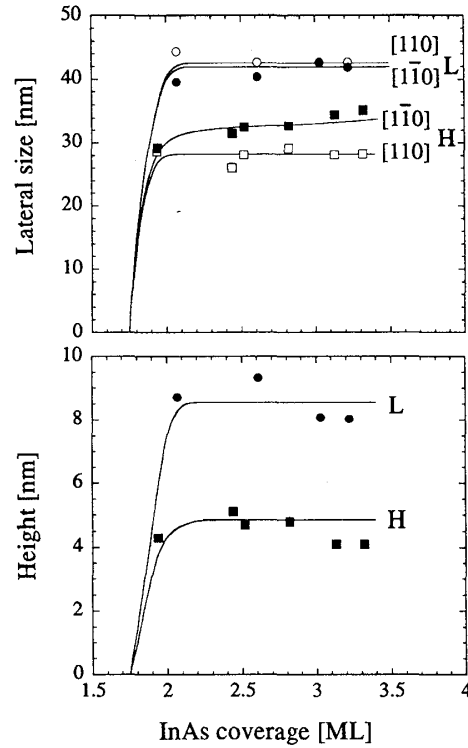


図8 InAs 3D ドットサイズと InAs 成長量の関係
(MBE 成長条件は(H)と(L))

した高成長速度、高As圧の条件((HH)および(H))における2D臨界サイズの減少および臨界サイズ幅の広がり、多核形成モードによる3D化の促進効果に関係があるものと考えられる。

以上より、低成長速度、低As圧による表面マイグレーションを促進したInAs成長条件(L)は、歪による2D臨界サイズで自己制限された均一なInAs 2D島を形成するのに有効である。

3-2. 3次元ドットの形成過程

図6に示した様に、InAs 2D島の形成後、急速に3Dドットの形成が起こるが、この3Dドットのサイズおよび形状について述べる。図8は、3DドットサイズとInAs成長量の関係を示したもので、MBE成長条件(H)と(L)によりそれぞれ成長を行った。InAs臨界膜厚(約1.8 ML)を超えると3Dドットサイズは急増するが、成長量が約2 ML以上になると、横方向サイズと高

さの平均値がそれぞれ飽和し、3D 化の自己停止現象が観察された。条件(H)に比べて条件(L)の3D ドットの飽和サイズが大きいのは、条件(L)の2D 臨界サイズ(図6)が大きいことに起因するものと考えられる。またドットサイズの制限現象は、InAs 成長量によるドットサイズの制御が困難であることを意味するが、成長量の基板面内分布の影響を抑制できるため、ドットサイズの高均一化が期待される。このサイズの自己制限機構を考えるために、ドット構造について調べた結果を以下に示す。

図9は、成長条件(H)と(L)により作製したInAs ドットの典型的なAFM 像である。両成長条件共に、InAs ドットの側壁面には比較的平坦なファセット面が観察され、成長条件によってファセット面の面方位が異なることが分かった。条件(H)では、4つの<130>方向にそれぞれ約32°の角度を持った{136}面に相当するファセット面が現れ、また条件(L)では、4つの<010>方向にそれぞれ約40°の角度を持った{011}面に近いファセット面が観察された。さらにファセット面形成の確認と角度を測定するために、

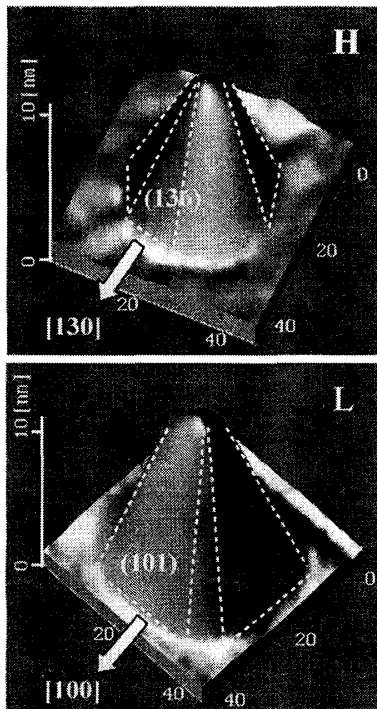


図9 InAs ドットのAFM 像(成長条件(H)と(L))

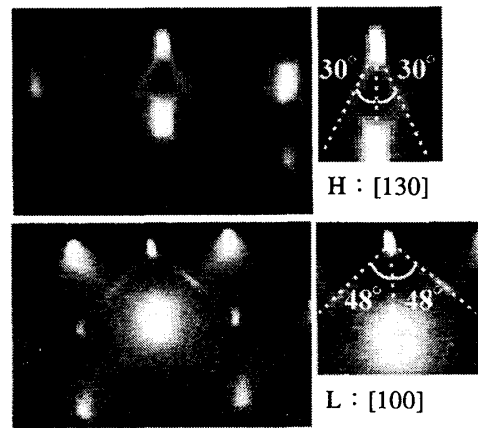


図10 RHEED によるシェブロンパターン観察
(成長条件は(H)と(L))

RHEED によるシェブロンパターンの観察を行った。図10は、成長条件(H)と(L)の場合のInAs ドット形成時に見られる典型的なRHEED パターンである。条件(H)では、[1-30]方向からの電子線入射において(001)面から約30°傾いた面を示すシェブロンパターンが観察され、AFM 像で観察された{136}面と一致する[14]。また条件(L)においても、[100]入射ビームに対して約48°のシェブロンパターンが確認され、AFM 像と同じく{011}面の形成を確認することができた。以上のような成長条件によって異なるファセット面が形成される理由としては、3D ドットの体積の違いによってドットのアスペクト比が変化するというモデル[15,16]との関係が考えられる。

またInAs 成長中における上記シェブロンパターンの出現過程を調べると、図8で示したドットサイズの自己制限効果が始まる約2.1 MLのInAs 成長量からシェブロンパターンが出現し、自己制限効果とファセット面形成との関連が見られた。したがって、ドット側面が安定なファセット面によって覆われると、In 原子のドットへの取り込みが抑制されやすくなり、その結果、ドットサイズが制限されるものと考えられる。さらに、成長条件(L)におけるInAs 成長中のRHEED 像を詳細に調べると、ドットサイズの自己制限の開始後、さらにInAs を約0.3 ML 分供給し続けた付近から、[110]入射のRHEED

像において In 安定化面を示す(4×)周期のストリークパターンが観察された。つまり、3D ドット側面がファセット面に覆われ、サイズの自己制限効果が始まると、In 原子の取り込みが抑制されるために In 表面原子濃度が増加し、wetting 層上に In-rich な表面構造を再構成したものと理解される。

以上の3D ドットのファセット面形成によるサイズ自己制限効果と、前節で述べた歪みによる2D 臨界サイズでのサイズ自己制限効果は、SK ドット構造の高均一形成において極めて重要な効果である。そこで3つの成長条件((HH), (H)および(L))における InAs 3D ドット (InAs 成長量 2.5 ML) のサイズ分布を図 11 に示し、2つの自己制限効果の振る舞いとサイズ揺らぎの関係について以下にまとめる。

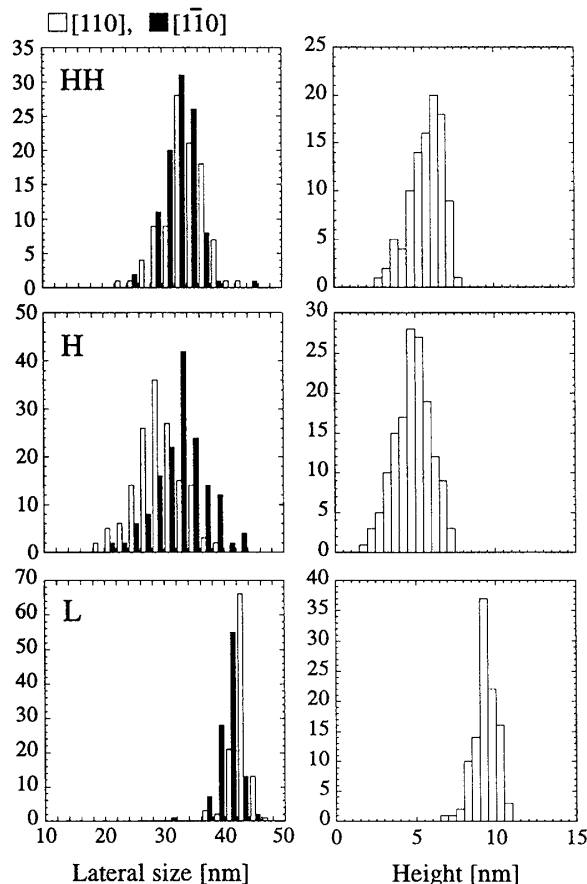


図 11 InAs 3D ドットのサイズ分布 (成長条件は (HH), (H), (L)で, InAs 成長量は 2.5 ML)

条件(HH)では、ファセット面の形成およびサイズの自己制限効果は明確ではなく、また前節(図 6)でも述べたように2D 島の臨界サイズ幅も広い。したがって、様々な2D 島サイズで3D ドット化が始まり、さらにファセット面でのサイズ制限も働き難いため、図 11 のように広いサイズ分布を示すものと考えられる。また条件(H)では、{136}ファセット面によるドットサイズの自己制限効果は認められるが、2D 臨界サイズ分布は比較的広いため、様々なサイズで自己制限された相似形のピラミッド状ドット構造が形成され、やはり不均一なサイズ分布を示す。一方、条件(L)では狭いサイズ揺らぎを示し、サイズ分布の標準偏差は、横方向サイズで 1.7 nm (約 4%)、高さでは 0.7 nm (約 8%) と極めて小さい。つまり、低成長速度および低 As 圧の成長条件(L)では、2つのサイズ自己制限現象が効果的に働いているために、サイズの揃った InAs 2D 島を土台として均一性の高いピラミッド状の自己制限 InAs ドットが形成されたものと考えられる。

3-3. 埋め込み成長過程

3D ドット構造を量子ドットとしてデバイスへ応用する場合には、さらに障壁層 (ここでは主に GaAs 層) による3D ドットの埋め込み成長が必要である。しかし、この埋め込み成長によって3D ドット構造の変形やサイズ変化などが起こり易いため[17]、埋め込み成長過程の理解と制御も重要である。

図 12 は、前節で述べた成長条件(L)で作製した高均一の InAs 3D ドットを GaAs 層で埋め込み成長 (450 °C) した後の断面 TEM 像(a)とそれと同一視野における断面走査型 TEM (STEM) 像(b)である。通常の断面 TEM 観察(a)では、歪によるコントラストの影響も含まれるため、InAs ドット構造の正確なサイズや形状評価は難しい。そこで STEM(b)では、原子番号に依存した散乱電子線によってコントラストを付けるた

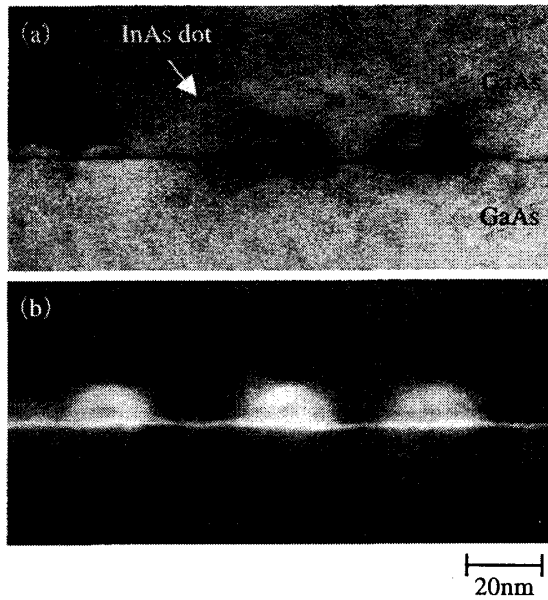


図 12 GaAs 層で埋め込まれた InAs ドットの断面 TEM 像(a)と断面 STEM 像(b)

めに、約 1 ML 厚の wetting 層上の InAs 量子ドットを比較的明瞭に観察することができ、埋め込み成長後のドットサイズの評価が可能となる。埋め込み成長前のドットサイズは通常の断面 TEM により測定を行い、埋め込み成長前後でのドットサイズの比較を行った。それぞれのサイズ分布（横方向サイズ、高さ）を図 13 に示す。埋め込み成長前後での平均サイズの差は、横方向サイズで約 4 nm、高さで約 1.8 nm もそれぞれ減少していることが分かった。この現象の要因としては、InAs/GaAs 系成長においてしばしば観察される In 原子の表面偏析および III 族原子の相互拡散が考えられる。またこのサイズ減少効果は大きなドットサイズほど顕著であることから、歪によって In 表面偏析および相互拡散の効果が促進されたことを示唆している[18]。

次に、Monte-Carlo (MC) 法による InAs ドットの埋め込み成長過程のシミュレーションを以下に示す[19]。MC 計算における分子の素過程として、飛来、マイグレーション、脱離の他に、表面偏析効果を表現するための交換反応を取り入れた。飛来を除く各素過程の確率 P は次式を用いて計算した。

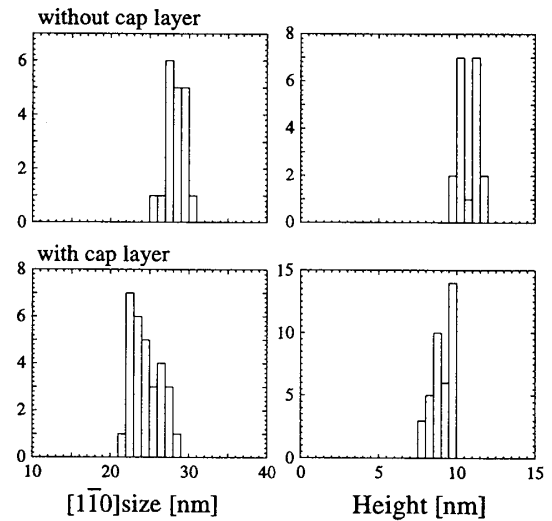


図 13 埋め込み成長前後における InAs ドットのサイズ分布（[1-10]横方向サイズと高さ）

$$P = V \exp (E_b + E_s/kT) \quad (3)$$

ここで、 V は振動数因子 ($V = 2kT/h$)、 k , h はそれぞれボルツマン定数とプランク定数、 T は基板温度で、 E_b と E_s はそれぞれ(1),(2)式から求める。図 14 には、GaAs 埋め込み成長量 0 ML(a), 1 ML(b), 3 ML(c)そして 9 ML(d) の MC 計算結果をそれぞれ示す。埋め込み成長初期では、InAs ドット側面のステップサイトにおける GaAs の取り込みは活発で、ドット側面から横方向へ次第に広がっていく様子が分かる。しかし、歪エネルギーの大きいドット周辺端部では交換反応や脱離によって InAs が出やすく、ドットの横方向サイズが減少している。一方、ドットの頂上部では InAs の格子緩和の進行によりエネルギー的に安定な状態であるため、InAs の交換反応や脱離は抑えられ、高さの顕著な減少はない。また GaAs 成長量を増すと、(d)のような頂上部に窪みが形成され、緩和した InAs 頂上部では高さ方向の成長が抑制されているのが分かる。以上のような埋め込み成長過程の様子は、実験的にも確認されている。

図 15 は、MC シミュレーションで得られた GaAs 埋め込み成長前後での InAs ドットの変化

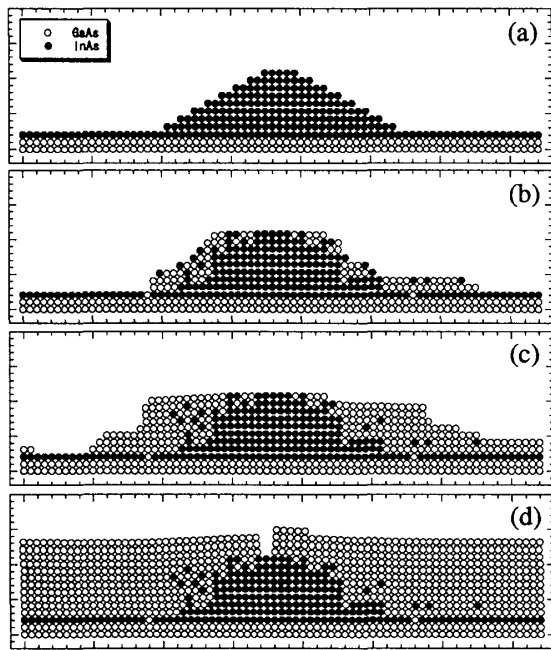


図14 GaAs 埋め込み成長過程の MC 計算結果
(GaAs 成長量 0 ML(a), 1 ML(b), 3 ML(c), 9 ML(d))

量のドットサイズ依存性である。図13でも述べたように、埋め込み成長による横方向サイズの減少効果は、歪の影響によりドットサイズの大きいものほど著しい。したがって、この埋め込み成長によるサイズ減少効果は、埋め込み成長前のサイズの不均一性を狭くする働きがあることを意味している。

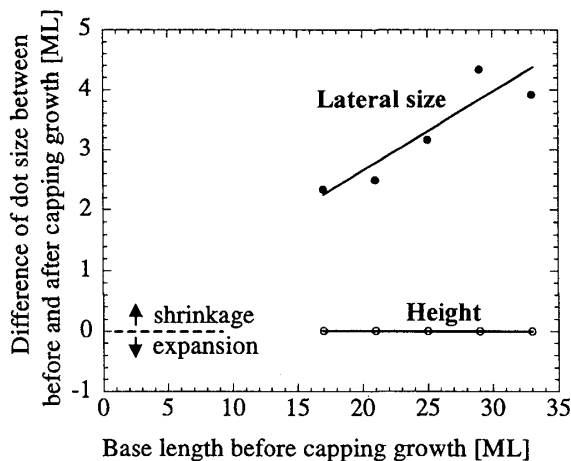


図15 GaAs 埋め込み成長による InAs ドットサイズの変化量(MC 計算値)のドットサイズ依存性

4. 高均一 InAs 量子ドットの発光特性

最後に、埋め込み成長後の InAs 量子ドットからの発光特性(PL)を示し、量子ドットサイズの均一性についてまとめる。

図16は PL 特性(積分強度(a), ピーク波長(b), 半値幅(c))の埋め込み成長温度依存性で、PL 測定温度は 12 K である。InAs 3D ドットの成長条件は前節で述べた条件(L)である。埋め込み成長温度が 420 °C 付近の低温では、GaAs 埋め込み層の結晶性劣化のために発光強度の低下が見られる。一方、埋め込み成長温度が高くなると、短波長シフトおよび広い PL 半値幅を示すようになるが、これは埋め込み成長中に InAs ドットの高さが大幅に低くなったためであることが、断面 STEM 観察より確認された。以上のように、埋め込み成長温度の影響は大きく、均一で良質な InAs 量子ドットの形成には 450 °C 付近が最適な条件であることが分かった。

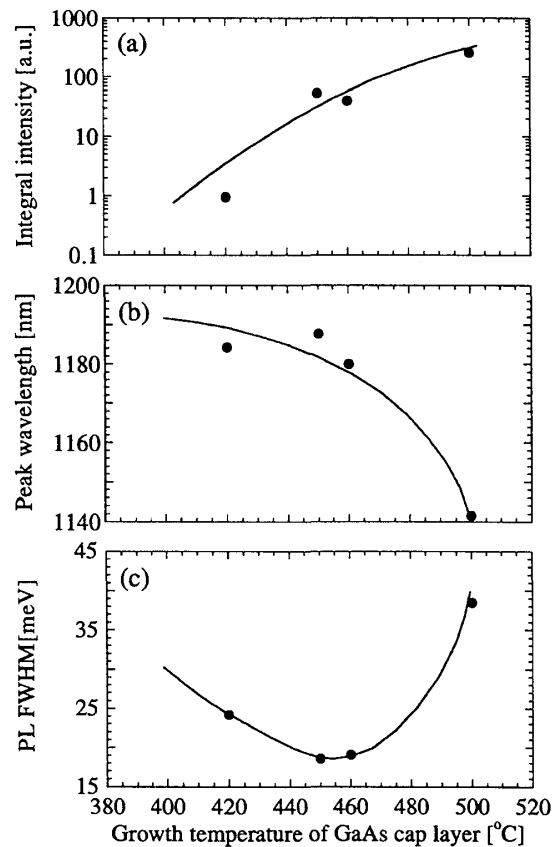


図16 PL 特性(12 K)の埋め込み成長温度依存性

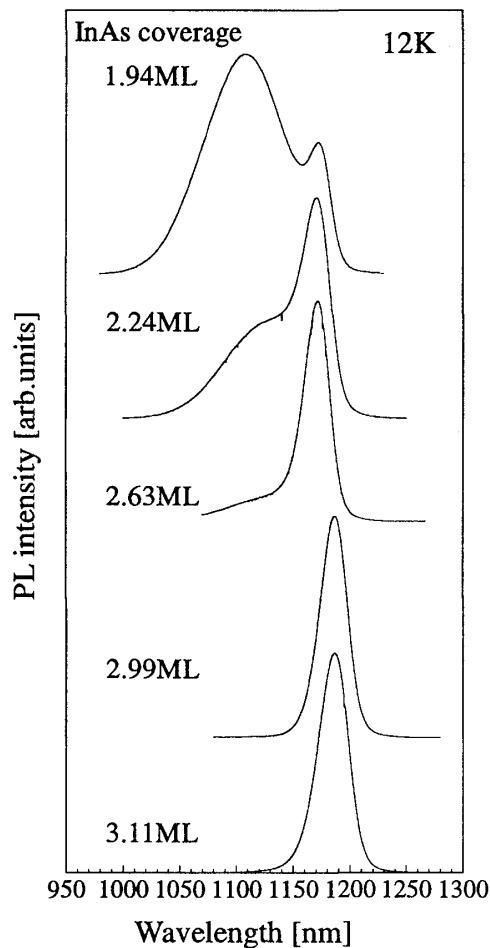


図 17 InAs 量子ドットの PL スペクトルと InAs 成長量の関係 (成長条件(H), 埋め込み成長温度 450 °C)

図 17 は、成長条件(H)および埋め込み成長温度 450 °C で作製した InAs 量子ドットからの PL スペクトルと InAs 成長量の関係である。InAs 成長量の増加により、ブロードな PL スペクトルの短波長成分が抑制され、約 1180 nm 付近の長波長側の発光強度が増大する。その後、PL スペクトルは、1180 nm 付近のピーク波長と比較的狭い半値幅を維持し、ほとんど変化を示さない。このような振る舞いは、3.2 節の図 8 で述べたファセット面形成によるドットサイズの自己制限効果と非常に良く対応するもので、成長量の増加により、自己制限されたサイズの大きいドットが増えていく様子を表している。

次に、SK 成長条件の違い((HH), (H)および(L))

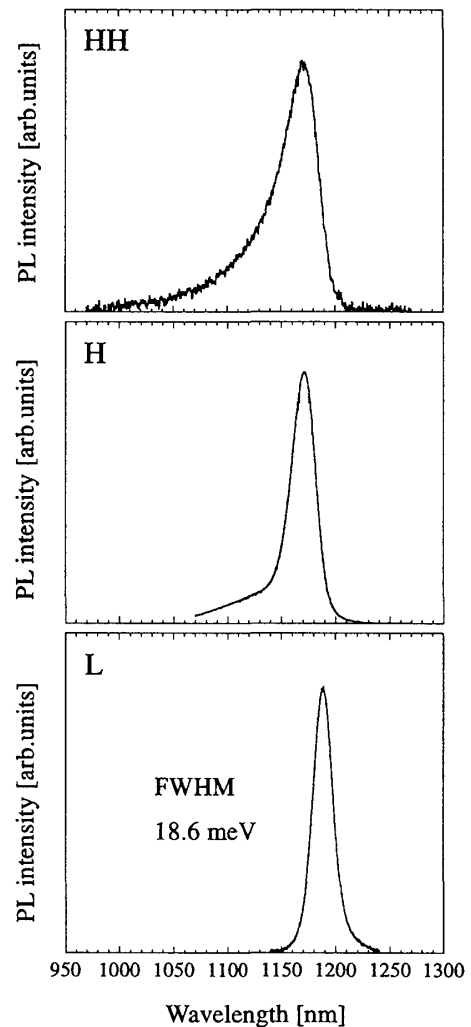


図 18 PL スペクトルと成長条件の関係 (成長条件は(HH), (H)および(L))

による PL スペクトルの変化を図 18 に示す。InAs 成長量は全て 2.6 ML で、埋め込み成長温度は 450 °C である。3.2 節の図 11 で述べたように、PL スペクトルにおいても 2 つのサイズ自己制限効果とサイズの均一性との関係が見られる。特に、2 つの自己制限効果が働く低成長速度、低 As 圧の成長条件(L)では極めて狭い PL スペクトルを示し、高いドット密度 (この場合、 $3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$) の単一量子ドット層では最も狭い 18.6 meV の PL 半値幅が達成された[11,20]。このサンプルにおける PL 半値幅の温度依存性を図 19 に示す。12 K から室温まで、狭いサイズ分布を反映するように PL 半値幅も狭い値を保持して

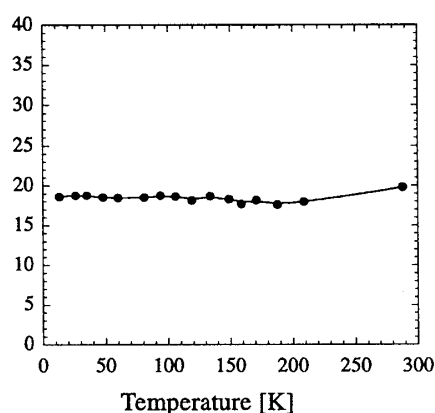


図 19 高均一 InAs 量子ドットの PL 半値幅の温度依存性

いる。この高均一 InAs 量子ドットの室温における発光波長は約 $1.28 \mu\text{m}$ で、光通信の光源としても適している。

5. まとめ

SK 成長モードによる高均一な InAs 量子ドットの MBE 成長について、最近の研究成果を中心に述べた。SK 成長過程における 2D 成長および 3D ドット形成において、それぞれサイズの自己制限効果が働く、低成長速度、低 As 圧の成長条件が有効であることを示した。また InAs ドットの GaAs 層による埋め込み成長過程において、ドットサイズの減少効果の観察とその MC シミュレーションについて述べた。さらに InAs 量子ドットからの PL 特性を示し、埋め込み成長温度の最適化および高均一量子ドットからの狭い PL スペクトル特性を示した。

これまで SK 成長法では困難であると言われていた量子ドットサイズの高均一化が、MBE 成長条件の見直しと詳細な検討により得られた意味は大きく、地道な結晶成長過程に関する基礎研究の重要性を改めて感じた。魅力ある量子ドットデバイスの実用化が一日も早く達成されるように、今後も活発な研究展開を期待したい。

最後に、本研究に参加した学生諸君 (海津利行、祐乗坊邦彦 (現在、古河電工)、斎藤佳邦 (現

在、セイコーエプソン)、大坪亮、岩崎誠樹、菅藤徹) に感謝する。

参考文献

- [1] Y.Arakawa, and H.Sakaki, Appl. Phys. Lett. 40, 939 (1982).
- [2] N.Yokoyama, S.Muto, K.Imamura, M.Takatsu, T.Mori, Y.Sugiyama, Y.Sakuma, H.Nakano, and T.Adachihara, Solid-State Electron. 40, 505 (1996).
- [3] J.J.Finley, M.Skalitz, M.Arzberger, A.Zrenner, G.Bohm, and G.Abstreiter, Appl. Phys. Lett. 73, 2678 (1998).
- [4] A.A.Chernov, Modern Crystallography III, Solid-State Sciences, vol.36, Springer-Verlag, Berlin (1984).
- [5] D.Leonard, K.Pond, and P.M.Petroff, Phys. Rev. B 50, 11687 (1994).
- [6] I. Mukhametzhanov, R. Heitz, J. Zeng, P. Chen and A. Madhukar: Appl. Phys. Lett. 73 (1998) 1841.
- [7] Y. Sugiyama, Y. Nakata, T. Futatsugi, M. Sugawara, Y. Awano and N. Yokoyama: Jpn. J. Appl. Phys. 36 (1997) L158.
- [8] K. Nishi, H. Saito, S. Sugou and J-S. Lee: Appl. Phys. Lett. 74 (1999) 1111.
- [9] I. Mukhametzhanov, Z. Wei, R. Heitz and A. Madhukar: Appl. Phys. Lett. 75 (1999) 85.
- [10] R.Murray, D.Childs, S.Malik, P.Siverns, C.Roberts, J-M.Hartmann, and P.Stavrinou, Jpn. J. Appl. Phys., 38, 528 (1999).
- [11] K.Yamaguchi, K.Yujobo, and T.Kaizu, Jpn. J. Appl. Phys., 39 L1245 (2000).
- [12] M.Tabuchi, S.Noda, and A.Sasaki, Sci. & Technol.of Mesoscopic Structures, eds. S.Namba, C.Hamaguchi, and A.Ando, 379, Springer Verlag, Tokyo (1992).
- [13] V.Bressler-Hill, A.Lorke, S.Varma, P.M.Petroff, K.Pond, and W.H.Weinberg, Phys. Rev.B 50, 8479 (1994).
- [14] T.Kaizu, and K.Yamaguchi, Jpn. J. Appl. Phys., 40,1885 (2001).
- [15] F.M.Ross, J.Tersoff, and R.M.Tromp, Phys. Rev. Lett. 80, 984 (1998).
- [16] H.Saito, K.Nishi, and S.Sugou, Appl. Phys. Lett. 74, 1224 (1999).
- [17] J.M.Garcia, G.Medeiros-Ribeiro, K.Schmidt, T.Ngo, J.L.Feng, A.Lorke, J.Kotthaus, and P.M.Petroff, Appl. Phys. Lett. 71, 2014 (1997).
- [18] K.Yamaguchi, Y.Saito, and R.Ohtsubo, Appl. Surf. Sci., [in press].
- [19] Y.Saito, R.Ohtsubo, and K.Yamaguchi, 28th Int. Symposium on Compound Semiconductors, WeP-16, 156 (2001).
- [20] K.Yamaguchi, T.Kaizu, K.Yujobo, and Y.Saito, J. Cryst. Growth, [in press].