

## 2 超高密度光波通信

### 2 *Ultra-High Density Lightwave Communication*

#### 2-1 超高密度半導体量子ドット形成技術

##### 2-1 *Fabrication Technique of Ultra-high Density Semiconductor Quantum Dot*

赤羽浩一 山本直克 牛頭信一郎 上田章雄 大谷直毅 土屋昌弘  
AKAHANE Kouichi, YAMAMOTO Naokatsu, GOZU Shin-ichiro, UETA Akio,  
OHTANI Naoki, and TSUCHIYA Masahiro

#### 要旨

本研究では自己組織化量子ドットの多重積層化に必要な歪補償法を考案した。格子不整合材料系の結晶成長における自己組織化量子ドットは数十 nm の構造を簡便に作製できることから、量子ドットの有効な作製方法として注目されてきたが、歪の蓄積という問題があり、高密度化に限界があった。本研究では自己組織化量子ドットを積層化して高密度量子ドットを形成する際、歪補償法を用いることにより、世界最高となる 150 層の量子ドット層の多重積層化を達成し、 $5 \times 10^{12}/\text{cm}^2$  以上という超高密度量子ドットの作製に成功した。作製した量子ドットは室温において  $1.5 \mu\text{m}$  で非常に強い発光を示しており、光ファイバ通信用の半導体光デバイスへの応用が期待できる。

Strain-compensation methods were developed to multiply self-assembled semiconductor quantum dot (QD) layer. Although self-assembled technique in lattice mismatched material systems have been attracted much attentions to fabricate semiconductor nano-structures, for example, semiconductor QD, it is difficult to fabricate high density QD because of accumulation of strain energy. In this research, we fabricated ultra-high density quantum dot which was stacking of 150 QDs layers by using strain compensation methods. The density of QDs exceeds  $5 \times 10^{12}/\text{cm}^2$  which is world's highest density. A strong emission from this sample was observed at around  $1.5 \mu\text{m}$  even at room temperature. The emission wavelength is suitable for fiber-optic communications systems. Therefore, our technique for growing stacked QDs has potential in applications for constructing novel high-performance QD devices for these communications systems.

#### [キーワード]

半導体量子ドット, 自己組織化, 歪補償

Semiconductor quantum dot, Self-assembling, Strain compensation

#### 1 まえがき

半導体量子ドットは、半導体材料に注入された電子や正孔(ホール)などのキャリア及びそれによって形成される励起子などの微小粒子を 3 次元的

に閉じ込める構造である。電子などの空間的自由度を制限し得る構造は量子構造と呼ばれ、制限できる空間的自由度が 1 次元、2 次元、3 次元のものをそれぞれ、量子井戸、量子細線、量子ドットと呼んでいる。これらの量子構造の状態密度すな

わちあるエネルギーで取り得る状態数は、図1に示すようにバルクの場合の放物線の形状から、階段型(量子井戸)、のこぎり歯形状(量子細線)、そして量子ドットのデルタ関数形状へと変化し、これに伴って、光吸収や発光の様子が順次変化していくことが容易に考えられ、それによる光応答の変化が期待される。

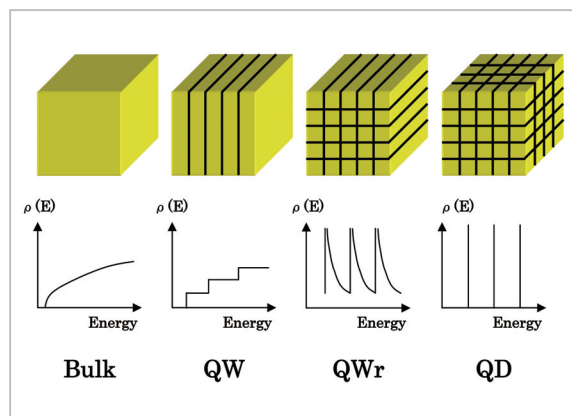


図1 物質の低次元化に伴う状態密度関数の変化

量子ドットではあるエネルギーにキャリアが集中するため著しい低しきい値のレーザダイオードなどが期待される。また、量子ドットを用いた半導体レーザではしきい値電流の温度依存性が消失するという大きな特徴を持つ。この特徴も量子ドットの状態密度の変化に起因している。すなわち通常バルク材料や量子井戸構造においては状態密度が連続的に変化するため(量子井戸の場合はあるエネルギー値で階段状に変化するが、それ以外のエネルギーでは連続的な変化である)、素子温度が上昇した場合、内部のキャリアの再分布が起こり、レーザ発振に寄与するキャリア密度が減少する。結果としてレーザ発振を得るために新たなキャリアを注入する必要が生じ、一般的に温度の上昇とともにレーザ発振のしきい値電流は増加する傾向を示す。これに対して量子ドットレーザは温度の上昇によりキャリアが再分布を起こそうとしても、状態密度がデルタ関数状のため、キャリアのエネルギーはある値しか許されない、すなわちキャリアの再分布が抑制される。これにより、あるエネルギーを持つキャリア密度は温度上昇前と同じ値に保たれるため、温度上昇によるしきい値電流の増加が抑制される。したがって、理想的な量子ドットレーザではしきい値電流が温度に対

してまったく依存しない状況が作り出せる[1]。もちろん、完全に理想的な量子ドットの作製は困難であるため、しきい値電流が温度に対してまったく依存しないレーザは未完成であるが、現状の半導体レーザの中でしきい値電流の温度依存性が最も小さいレーザは量子ドットレーザで達成されている。これを用いた場合、冷却機構が不要な高性能半導体レーザが実現されるため、光通信システムに応用した場合、システム構成が簡易で安価なものに成り得る。

さらに半導体量子ドットは量子情報処理や量子通信といった将来の情報通信技術への応用も期待されている。前述のとおり量子ドットは3次元の閉じ込め構造を有するため、この中に電子と正孔の結合状態である励起子を閉じ込め、そのコヒーレント操作を行うことにより、量子情報処理を行う試みや、量子ドットから発生する光子一つ一つを制御することにより、盗聴不可能な量子通信への応用が世界中の研究機関でなされている[2]。半導体量子ドットでこれらの処理を行えるメリットは他の方法に比べて小型のデバイスを作製できる点にある。

このように様々な特徴を有する量子ドットであるが、本研究紹介では光ファイバ通信への応用を目指した量子ドット作製技術として、量子ドットを非常に高密度に形成する方法を紹介する。

## 2 半導体量子ドットの形成法

量子ドットをはじめとした量子構造は、半導体のエネルギー障壁を巧みに利用することにより作製が可能となる。すなわちエネルギーギャップの小さな物質をエネルギーギャップの大きな物質で取り囲む構造を作製することにより、電子や正孔はエネルギーギャップの小さな物質部分に閉じ込められる。しかしながら量子的な効果を十分に得るためにはこれらの構造を数十 nm 以下にする必要があり、任意の微小構造を作製し得る非常に精密な技術が必要となる。近年、半導体結晶成長技術の進歩により分子線エピタキシー装置(MBE)などにより 1 nm 以下の精密さで半導体薄膜を形成する技術が成熟し、キャリアの1次元閉じ込め構造である量子井戸は比較的簡単に作製できるようになった。量子井戸の場合は半導体結晶成長の

成長速度と成長時間を精密に制御することにより、作製が可能となる。これにより室温動作の半導体レーザが実現し、光通信のみならず様々な機器への応用がなされている。

量子井戸作製のための薄膜形成技術に対して量子ドットの作製は更に困難なものとなる。量子ドットは3次元すべての方向に対して閉じ込め構造を必要とするため、面内方向においても数十 nm 以下の構造作製技術が必要となるためである。最初の量子ドット作製の試みは量子井戸を作製し、これを電子ビーム露光装置などを用いてパターンを描き、そのパターンを用いてエッチングを行うことにより、量子ドットを作製するというものであった。しかしながら、このトップダウンの方法では、エッチングの際に試料がダメージを受け高品質な量子ドットが得られない、高密度な量子ドットが得られないなどの問題点があった。

これに対して 1990 年代前半に半導体結晶成長の性質を巧みに利用し自己組織的に量子ドットを作製する方法が考案された。これは格子不整合のある材料系の結晶成長において、面内方向が数十 nm の構造が自己組織的に形成されるもので、これにより得られた量子ドットは自己組織化量子ドットと呼ばれた<sup>[3]</sup>。通常、格子不整合のある材料系で結晶成長を進めると、成長膜が格子歪に耐えられなくなると、欠陥や転位の発生を伴い成長膜の緩和が起こる。このような結晶はその品質が低下するため、半導体結晶成長において格子不整合の少ない材料形が選択される場合が多い。これに対して自己組織化量子ドットでは格子不整合材料系における歪を積極的に利用する。自己組織化量子ドットの研究が盛んな材料系の一つに GaAs と InAs の組合せがある。この場合、InAs が量子ドットとなる。GaAs、InAs はそれぞれ 5.653 Å、6.058 Å の格子定数を持ち、その格子不整合は 7% 程度となる。GaAs 上に InAs の成長を進めると、InAs は最初に 2 次元成長をし、1.5 分子層 (1 分子層は格子定数の半分の値) 付近を超えると 3 次元成長に移行する。このような成長モードを Stranski-Krastanow モード (S-K モード) いう。この 3 次元成長により試料の表面には直径数十 nm 前後の島状の InAs 構造 (InAs 量子ドット) が形成される。InAs 成長を際限なく続けると前述のとおり結晶欠陥や転位の発生により結晶品質が劣

化するが、InAs 量子ドットが形成された直後では欠陥や転位は発生していないため、適当な成長量で InAs の成長を終了し、バンドギャップの大きな GaAs などで埋め込む構造を作製すれば、InAs 量子ドットが得られる。例として図 2 に本研究機構にある MBE 装置で作製した GaAs 上の自己組織化 InAs 量子ドットの原子間力顕微鏡像 (AFM 像) を示す。この試料においては平均直径、平均高さ、密度がそれぞれ約 40 nm、9 nm、 $2.5 \times 10^{10}/\text{cm}^2$  の量子ドットが得られている。自己組織化量子ドットの特徴としては、真空一貫プロセスであるためダメージのない高品質な量子ドットが得られる、トップダウン方式の作製法に比べて高密度な量子ドットが得られるなどがある。このような量子ドットを利用し、現在様々なデバイスが考案されている。その中でも光通信用デバイスへの応用は実用化の一手前まで進んでおり、特に 1.3  $\mu\text{m}$  帯の量子ドットレーザ、半導体光アンプなどは量子井戸を用いたレーザ、光アンプより低しきい値電流駆動、温度無依存、高速信号処理などの点で優れた性能を発揮している。

これらの量子ドットデバイスにおいて、量子ドットは利得媒質として働くため、より高密度な量子ドットの作製技術はデバイス性能を向上させるためのキーテクノロジーとなる。しかしながら単純に面内密度の増加を考えた場合においても、空間的な限界は存在する。仮に図 3 に示すように直径 20 nm の量子ドットを最密充填構造に形成できたとしても、その面密度は  $3 \times 10^{11}/\text{cm}^2$  程度に

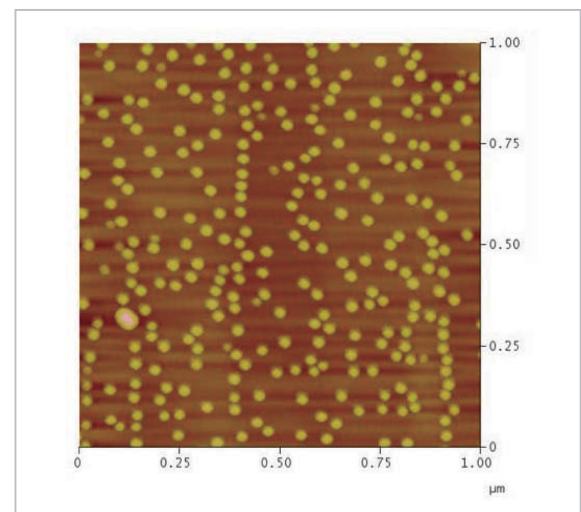


図2 GaAs 基板上に形成した InAs 自己組織化量子ドット



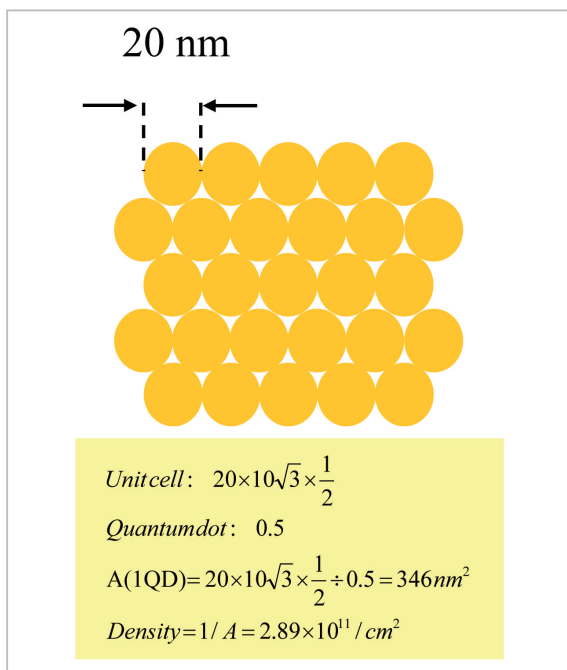


図3 最密充填で量子ドットを形成した際の限界密度の算出

制限される。しかもこのような構造を作製するのは容易ではない。更なる量子ドットの高密度化を目指す場合、量子ドットの形成された層を積み重ね、積層化するという方法が考えられる。しかしながら S-K モードを用いた量子ドット作製技術においては格子不整合材料系の歪エネルギーを量子ドット形成のドラビングフォースとして利用するため、積層化により量子ドットの高密度化を図る場合においては歪の蓄積という問題を生じる。この歪の蓄積により量子ドットのサイズ、形状が変化するなどの問題が起こり、さらに過剰な歪の蓄積は結晶欠陥や転位を発生させるため、量子ドットの積層数は通常 10 層以下にとどまる。

### 3 歪補償法による量子ドットの多重積層化

本研究ではこの問題を解決するため、量子ドットを積層化の際、歪補償法を取り入れることにより量子ドットの多重積層化を可能にした。歪補償法の概念図を図 4 に示す。量子ドットを作製する基板には InP (311) B 基板を用いた。表 1 に示すように InP は GaAs、AlAs と InAs の中間の格子定数を持つため、InP 基板には多様な材料系

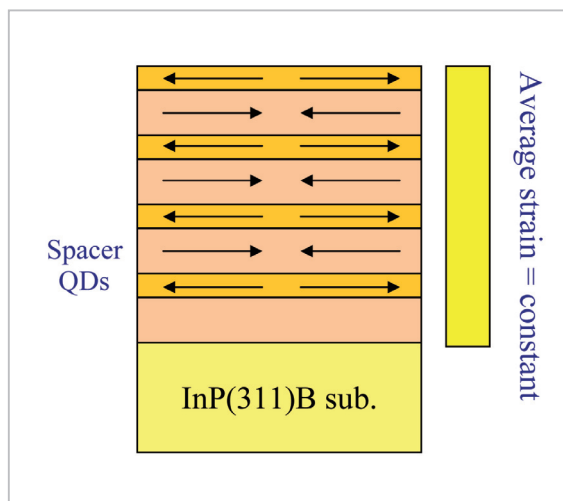


図4 歪補償の概念図

表1 AlAs、GaAs、InP、InAs の格子定数

材料	AlAs	GaAs	InP	InAs
格子定数	5.661 Å	5.6533 Å	5.8687 Å	6.0583 Å

を結晶成長することができる。本研究では InP 上に作製した InAs 量子ドットを InP よりわずかに格子定数の小さな InGaAlAs で埋め込む構造を考案した。これにより InAs で発生した引っ張り歪は InGaAlAs による圧縮歪で相殺されることになり、積層構造を作製する際の歪エネルギーの蓄積という問題点を解決できる。歪補償条件は以下の式で決定した。

$$d_{\text{QD}} \cdot \varepsilon_{\text{QD}} = -d_s \cdot \varepsilon_s$$

$$\varepsilon_{\text{QD}} = (a_{\text{InAs}} - a_{\text{InP}}) / a_{\text{InP}}$$

$$\varepsilon_s = (a_s - a_{\text{InP}}) / a_{\text{InP}}$$

ここで、 $d_{\text{QD}}$ 、 $d_s$  はそれぞれ量子ドット層の膜厚、歪補償中間層の膜厚を示す。また、 $a_{\text{InAs}}$ 、 $a_{\text{InP}}$ 、 $a_s$  はそれぞれ InAs、InP、InGaAlAs 歪補償中間層の格子定数を示し、 $\varepsilon_{\text{QD}}$ 、 $\varepsilon_s$  は InP 基板に対する InAs 量子ドット、中間層の歪量を示している。試料の作製は次のように行った。InP (311) B 基板は MBE 成長チャンバー内において 500 °C で 10 分間サーマルクリーニングを行い、清浄表面を得た。その後基板に格子整合した InAlAs バッファー層を 150 nm 成長する。最後に InAs 量子ドットと InGaAlAs 歪補償層を交互に成長し、積層構造を作製した。

最初に歪補償の効果を確かめるため、GaAs (311) 基板上に作製した InGaAs 量子ドットと InP (311)B 基板上に作製した InAs 量子ドットの表面形状の比較を AFM により行った。図 5 にその結果を示す。(a) は GaAs (311)B 基板上に作製した単層の InGaAs 量子ドットである。単層においては自己組織化量子ドットとしては均一な量子ドットが形成されている。(b) はこの InGaAs 量子ドットを、GaAs 中間層 10 nm を用いて 20 層積層した試料の AFM 観察結果である。この場合、歪補償はなされていないため、歪の蓄積に伴い量子ドットサイズの不均一化が起きている。また、量子ドットの形成されていない領域が多数見られる。これら領域では結晶欠陥や転位が発生しているため、量子ドットが形成されていないものと考えられる。いずれにしても歪補償のない条件では形成される量子ドットの劣化が明らかに現れている。これに対して図(c)、(d)はそれぞれ InP (311)B 基板上での単層 InAs 量子ドット、歪補償条件を満たした 10 nm の InGaAlAs で 20 層積層した試料の表面形状である。InP 基板上における単層 InAs 量子ドットではやはり均一な量子ドットが形成されているが、歪補償法を用いることにより 20 層積層後にも量子ドットのサイズ均一性が保たれていることが分かる。これらの結果から、量子ドットの多重積層化においては歪補償が重要な役割を果たしていることがはっきりと示されている。歪補償のない条件と比較して量子ドットの分布が均一であることから、結晶欠陥や転位の発生も抑えられていることが考えられる。また、歪補償中間層中に Al を付加することは結晶成長中の In の表面偏析を抑える効果があることが分かっており、ある程度の Al を含む InGaAlAs を中間層に用いることが均一な量子ドット積層構造を作製する上で必要である [4]。

実際に転位の発生が起こっていないか確認するため、試料断面の走査型透過電子顕微鏡 (STEM) 観察も行った。図 6 にその結果を示す。この試料においては 20 nm の InGaAlAs 歪補償層により 30 層積層を行った。挿入図は試料表面の AFM 測定結果である。試料表面では均一な量子ドットが形成されており、また、断面 STEM 測定から転位の発生などは観察されなかった。したがって、歪補償による積層構造作製では量子ドットの形状

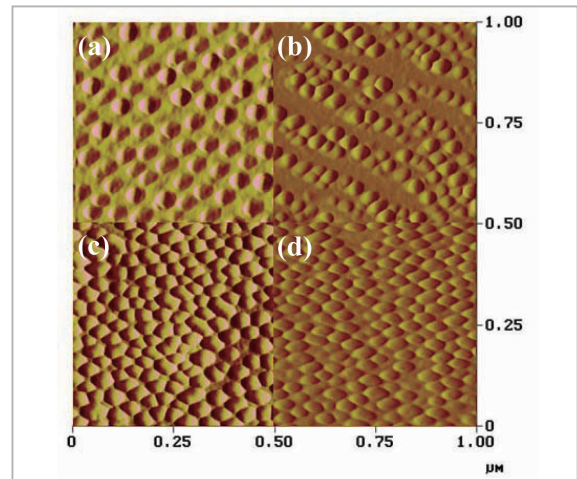


図5 積層に伴う量子ドットの形状変化の比較

- (a) GaAs 上の単層 InGaAs QDs
- (b) GaAs 上の 20 層積層 InGaAs QDs
- (c) InP 上の単層 InAs QDs
- (d) InP 上の 20 層積層 InAs QDs

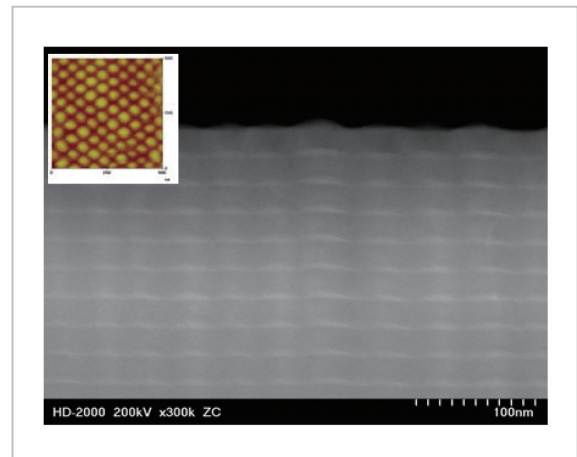


図6 30 層積層構造の断面 STEM 像

が均一に保たれるだけでなく、転位の発生なども抑制されていることが明らかであり、高品質な量子ドットが形成されているものと考えられる。歪補償法による量子ドットの多重積層構造作製の利点は、歪補償条件が満たされている限り、原理的に積層数に制限がない点にある。したがって積層は何回でも繰り返すことができ、非常に高密度な量子ドットの作製が可能となる。本研究では 150 層までの積層構造の作製を行った。図 7 に 150 層積層した InAs 量子ドットの表面形状を示す。150 層という非常に多数の量子ドット層を積層したにもかかわらず、表面形状の劣化は起きていない。図 8 に量子ドットのサイズ、密度の積層数依存性を示す。量子ドットの直径、高さ及び密度は

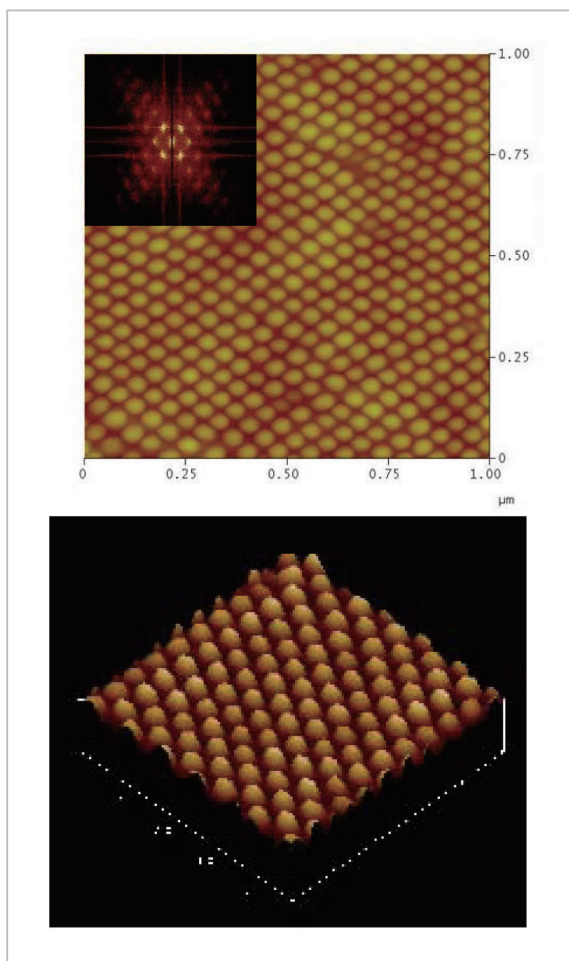


図7 150層積層量子ドットのAFM像

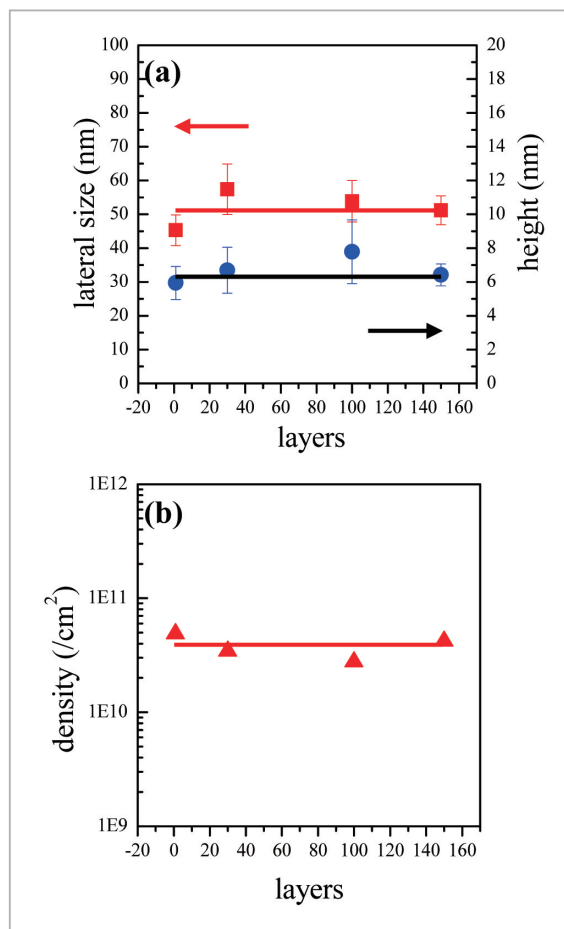


図8 (a)量子ドットの直径、高さの積層数依存性 (b)量子ドット密度の積層数依存性

積層数によりほとんど変化がなく、積層構造作製時における歪補償法の有効性が分かる。また、量子ドットのサイズ等に変化がない様子は既に示した断面STEM測定からも支持できる。図8より、各層で約  $4 \times 10^{10}/\text{cm}^2$  の量子ドットが形成されているため、150層積層した試料においては  $5 \times 10^{12}/\text{cm}^2$  以上という通常の方法では実現不可能な量子ドット密度を達成している。現状では上記の量子ドットの積層数は世界最高の積層数である。また、図7の挿入図はAFM像の2次元高速フーリエ変換像(2DFFT)を示している。この2DFFT像では高次のサテライトピークが明瞭に確認できる。AFM像からも明らかであるが、これは量子ドットの2次元的な配列性を示している。2DFFTの対称性から量子ドットは6回対称の最密充填構造で形成されていることが分かる。積層数の増加による量子ドットの配列構造形成は、歪補償中間層成長後の歪分布が起因しているものと

考えられる。すなわち結晶の系全体としては歪エネルギーを相殺し蓄積を抑えているが、歪補償層の成長が終了した時点で、試料表面には埋め込まれた量子ドット的位置により歪の分布が生じているものと考えられる。量子ドットの直上はわずかに結晶格子が広げられ、この位置が次の量子ドット形成の優先的なサイトとなるものと考えられる。この現象は実際、断面STEM測定からも確認でき、下層の量子ドットの上に次の層の量子ドットが形成されていることが分かる。当然、歪補償の条件は満たされているため、量子ドット直上を外れた位置ではわずかに格子が縮められ、系全体として伸張と圧縮の歪は相殺される構造となっているものと考えられる。この際、単一の量子ドットのみを考慮に入れた場合は下層の量子ドットの上に次の層の量子ドットが形成されるため、第一層目の形状を引き継ぐだけとなるが、配列化が積層数とともに促進されていくのは、中間層上に



形成される歪分布は直下の量子ドットだけでなく、その周辺のドットも含めた歪の相互作用によるものであることを示唆している。したがって、複数のドットが関与する歪場の形成が量子ドットの配列化に重要であると考えられる。歪場の伝播の様子は中間層の厚さに強く依存することが容易に考えられる。すなわち、より薄い中間層を用いた場合は、周辺の量子ドットより直下の量子ドットの影響を強く受けるため、第一層の形状をそのまま引き継ぐと考えられ、また、より厚い中間層を用いた場合は、非常に多数の量子ドットが歪場の形成に関与してくるため、歪場は平均化されドットの配列化が消失することが考えられる。また、試料の作製に用いている基板の(311)B面はそれ自体量子ドットの配列化が起こりやすい面方位であり[5]、これも付加的に量子ドットの配列構造の形成にかかわっているものと考えられる。これらの現象はPbSe/PbEuTeの結晶系でよく調べられている[6]。本研究でもこの点を調べるために歪補償中間層が10 nm、60 nmの150層積層試料の作製を行った。図9がそのAFM観察結果である。(a)が10 nmの中間層を用いた場合、(b)が60 nmの中間層を用いた場合の結果である。予想されたように中間層を薄くした場合においても厚くした場合においても配列構造の消失が観測された。したがって、歪緩和中間層の膜厚制御は量子ドットの配列化において重要な役割を果たすことが明らかになった。冒頭で述べたとおり、量子ド

ットはデルタ関数型の離散的なエネルギー準位を持ち、そのエネルギーを操作できることから、人工原子と例えられることがある。積層量子ドットにおいて量子ドットの3次元的な配列構造が作製できれば、人工原子の配列構造、すなわち人工結晶が形成できるものと考えられる。この際、歪補償による多重積層化と中間層膜厚の制御による量子ドットの配列化及び量子ドット層間の結合状態の制御が重要になると考えられる。

最後に積層した量子ドットの光学特性を示す。中間層20 nmを用い、150層の量子ドットを積層した試料の室温におけるフォトルミネッセンス(PL)測定を行った。試料の励起には半導体レーザー励起Nd:YVO<sub>4</sub>レーザーの第二高調波、532 nmを用いた。発光の分光、検出には250 mmのモノクロメーターと電子冷却のPbSフォトディテクターを用いた。測定結果を図10に示す。室温においても強い発光が検出されており、このことから歪補償による転位の発生を抑制する効果や、高密度化による発光強度増大の効果が分かる。このPL測定では約1.5 μm付近にメインピークがあり、その高エネルギー側に肩を持つスペクトルが得られた。簡単な量子準位の計算からこれらのピークは量子ドットの基底準位、第一励起準位、第二励起準位のエネルギー位置と一致することが分かった。図中にその値を示す。基底準位の半値幅は約40 meVであった。この試料における発光波長は光ファイバ通信の波長に対応しており、量

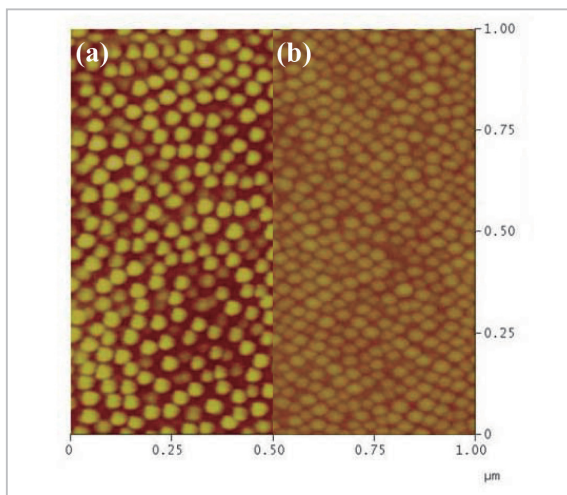


図9 (a) 10 nmの中間層を用いた150層積層構造  
(b) 60 nmの中間層を用いた150層積層構造

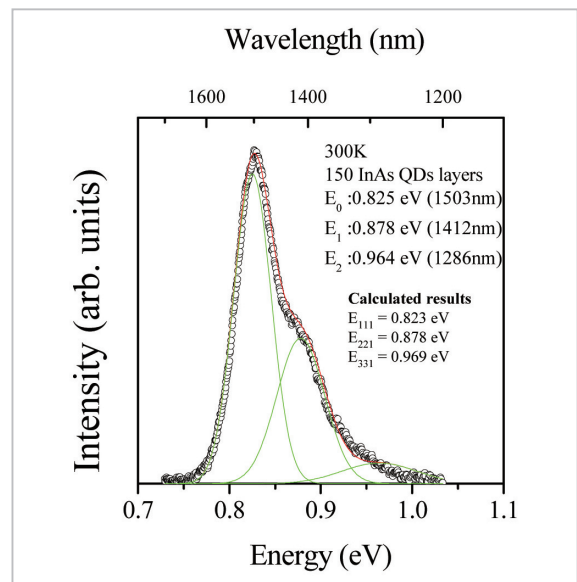


図10 150層積層構造の発光スペクトル

子ドットレーザ、半導体光アンプなどへの応用が期待できる。特に量子ドットレーザ、半導体光アンプでは利得の源となる量子ドットの密度が重要であるため、本研究で用いた量子ドットの高密度化技術は、従来の半導体光デバイスの特性を大幅に改善する可能性を持つと考えられる。また、GaAs上のInAs量子ドットではInAsがGaAsより強い圧縮応力を受け、バンドギャップが大きくなるため、その発光が $1\mu\text{m}$ 帯に制限されるという問題点があったが、InP基板がGaAsより大きな格子定数を持つことからInP基板上でInAsが受ける圧縮応力は低減されており、通信波長帯の発光が得られている。これらの発光特性はInAs量子ドットの体積量の変化や、中間層の障壁高さの変化により変調が可能である。様々な発光波長を持つ量子ドットを組み合わせ、歪補償の条件を満たした上で高密度化を行えば、現状の半導体光アンプより高効率かつ広帯域な半導体光アンプの作製が可能であると考えられる。

さらに、本研究で作製した超高密度量子ドットは半導体レーザや光アンプ以外にも、過飽和吸収体としての応用や、量子ドット中の励起子の位相緩和時間を測定する実験が進んでいる[7][8]。この中で良好な過飽和吸収特性や、他の研究機関に比べて長い励起子位相緩和時間が得られており、これらの結果はモードロックレーザ用の高性能モードロッカーの実現や量子情報処理への応用が期待できる。これらの結果については参考文献を参照されたい。

## 4 むすび

自己組織化量子ドットの高密度化に関して歪補償法を開発することにより、量子ドットの多重積層化を可能にした。歪補償中間層を用いた試料においては積層の多重化においても量子ドットのサイズ、分布が均一に保たれることを示した。本手法を用い、自己組織化量子ドットでは世界最高の積層数150層を達成し、 $5 \times 10^{12}/\text{cm}^2$ 以上の超高密度量子ドット(従来法より約2桁大きい値)の作製に成功した。本手法による量子ドットの積層の結果、歪分布の変調によるものと考えられる量子ドットの配列構造の形成も確認できた。量子ドットの配列構造は人工結晶の作製などへの応用が期待できる。また、作製した超高密度量子ドットで、室温における $1.5\mu\text{m}$ 帯発光を得た。これは光ファイバ通信の波長に適応しており、高密度な量子ドットが必要とされる量子ドットレーザ、半導体光アンプ高性能化に役立つものと考えられる。

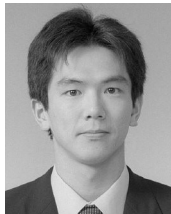
## 謝辞

本研究の主要部分是小金井本部フォトニックデバイスラボにて行われた。ラボの立ち上げ、運営にご尽力頂いた井筒雅之高級研究員、板部敏和上席研究員をはじめ関係各位に感謝いたします。また、応用検討の際、超高速分光等でお世話になりました井上潤氏、早瀬潤子氏、齋藤伸吾氏、徳島大学の井須俊郎教授、大阪大学の芦田昌明助教授に感謝致します。最後にラボのユーティリティー、装置の保守整備にご尽力頂いたラボスタッフに感謝いたします。



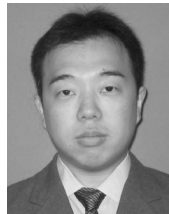
参考文献

- 1 Y.Arakawa and H.Sakaki, Appl. Phys. Lett. Vol.40, pp.939-941, 1982.
- 2 Toshiyuki Miyazawa, Kazuya Takemoto, Yoshiaki Sakuma Shinichi Hirose, Tatsuya Usuki, Naoki Yokoyama, Motomu Takatsu, and Yasuhiko Arakawa, Jpn. J. Appl. Phys. Vol.44, pp.L620-L622, 2005.
- 3 L.Goldstein, F.Glas, J.Y.Marzin, M.N.Charasse and G.Le Roux, Appl. Phys. Lett. Vol.47, pp.1099-1101, 1985.
- 4 Kouichi Akahane, Naokatsu Yamamoto, Naoki Ohtani, Yoshitaka Okada, and Mitsuo Kawabe, J. Cryst. Growth, Vol.256, pp.7-11, 2003.
- 5 Kouichi Akahane, Takahiro Kawamura, Kenji Okino, Hiromichi Koyama, Shen Lan, Yoshitaka Okada, and Mitsuo Kawabe, Appl. Phys. Lett. Vol.73, pp.3411-3413, 1998.
- 6 G.Springholz, M.Pinczolits, V.Holy, S.Zerlauth, I.Vavra, and G.Bauer, Physica E, Vol.9, pp.149-163, 2001.
- 7 Jun Inoue, Toshiro Isu, Kouichi Akahane, Naokatsu Yamamoto, and Masahiro Tsuchiya, phys. stat. sol. (c), Vol.3, pp.520-523, 2006.
- 8 J.Ishi-Hayase, K.Akahane, N.Yamamoto, M.Kujiraoka, K.Ema, and M.Sasaki, to be published in Appl. Phys. Lett.



あかはねこういち  
**赤羽浩一**

新世代ネットワーク研究センター光波量子・ミリ波 ICT グループ研究員(旧基礎先端部門光情報技術グループ) 博士(工学)  
半導体光デバイス、半導体結晶成長



やまもとなおかつ  
**山本直克**

新世代ネットワーク研究センター光波量子・ミリ波 ICT グループ研究員(旧基礎先端部門光情報技術グループ) 博士(工学)  
光電子材料開発とそれらを応用した新機能デバイス



うへたまさひろ  
**上田章雄**

新世代ネットワーク研究センター光波量子・ミリ波 ICT グループ有期研究員(旧基礎先端部門光情報技術グループ) 博士(材料科学)  
半導体光デバイス・結晶成長、微細加工



いとなほひろ  
**土屋昌弘**

新世代ネットワーク研究センター光波量子・ミリ波 ICT グループ有期研究員(旧基礎先端部門光情報技術グループ) 博士(工学)  
半導体結晶成長、半導体光デバイス

おおたになおき  
**大谷直毅**

同志社大学工学部電子工学科助教授  
工学博士  
半導体光デバイス、光物性



いとなほひろ  
**土屋昌弘**

新世代ネットワーク研究センター光波量子・ミリ波 ICT グループリーダー(旧基礎先端部門光情報技術グループ) 博士(工学)  
フォトニクス、エレクトロニクス