

一般セッション(口頭講演) | 15 結晶工学：15.3 III-V族エピタキシャル結晶・エピタキシーの基礎

■ 2025年9月10日(水) 13:30 ~ 16:30 | Ⅲ N402 (共通講義棟北)

[10p-N402-1~11] 15.3 III-V族エピタキシャル結晶・エピタキシーの基礎

山根 啓輔(豊橋技科大)、西永 慈郎(産総研)

13:30 ~ 13:45

[10p-N402-1] サーモグラフィを用いたMBE装置の基板温度測定法

○下村 哲¹、江口 陸¹、今井 大登¹、李志潤¹ (1.愛媛大 院理工)

13:45 ~ 14:00

[10p-N402-2] GaSb基板上InSb量子ドットの遷移選択フォトルミネッセンス測定

○牛頭 信一郎¹、鬼頭 大河²、桑原 笑明²、山本 恭輔²、遠藤 聡²、藤代 博記² (1.産総研、2.東理大先進工)

14:00 ~ 14:15

[10p-N402-3] 全ヒ素系材料で成長されたCバンド量子ドットレーザ

○權 晋寛¹、鄭 智恵¹、角田 雅弘¹、荒川 泰彦¹ (1.東大ナノ量子)

14:15 ~ 14:30

[10p-N402-4] Co-doped InAs/GaAs量子ドットレーザにおける閾値電流特性のp型ドーピング濃度依存性

○角田 雅弘¹、權 晋寛¹、荒川 泰彦¹ (1.東大ナノ量子)

◆奨励賞エントリー

14:30 ~ 14:45

[10p-N402-5] InAs量子ドット成長に起因する格子不整合歪みによるGaAs層におけるabove-barrier状態の形成

○鈴木 崇斗¹、小島 磨¹、海津 利行²、和田 修³、喜多 隆³ (1.千葉工大院工、2.電通大、3.神戸大)

14:45 ~ 15:00

[10p-N402-6] 累積分布関数による GaAs 層上に成長させたInAs 量子ドット高さ分布解析

○奥泉 陽斗¹、ロカ ロネル¹、神谷 格¹ (1.豊田工大)

◆奨励賞エントリー

15:15 ~ 15:30

[10p-N402-7] Si上GaAs成長における低温初期層が歪緩和に与える影響

○早川 祥太¹、安河内 唯人¹、小島 信晃¹ (1.豊田工大)

15:30 ~ 15:45

[10p-N402-8] 大気暴露後のInAs/GaAs量子井戸の発光特性に与える表面再構成の影響

Ma Zhao^{1,2}、○間野 高明¹、大竹 晃浩¹、黒田 隆^{1,2} (1.NIMS、2.九大)

15:45 ~ 16:00

[10p-N402-9] GaAs/Ge/GaAs{111}ヘテロ構造における極性制御

○大竹 晃浩¹、林 侑介¹、間野 高明¹ (1.物材機構)

16:00 ~ 16:15

[10p-N402-10] (100)InP有機金属気相エピタキシーにおけるオフ方向依存Zn基板側拡散の理論的説明

○望月 和浩¹、太田 博¹、三島 友義¹、堀切 文正¹、西村 智朗¹ (1.法政大)

16:15 ~ 16:30

[10p-N402-11] $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{As}/\text{GaAs}$ 多重量子井戸における非線形光学効果の発生

○青山 偉大¹、小島 磨¹、井上 知也²、喜多 隆² (1.千葉工大工、2.神戸大院工)

サーモグラフィを用いた MBE 装置の基板温度測定法

Substrate temperature measurement method for MBE equipment using thermography

愛媛大学理工, °下村 哲, 江口 陸, 今井 大登、李 志潤

Ehime Univ., °Satoshi Shimomura, Riku Eguchi, Hiroto Imai, Zhi-Run Li

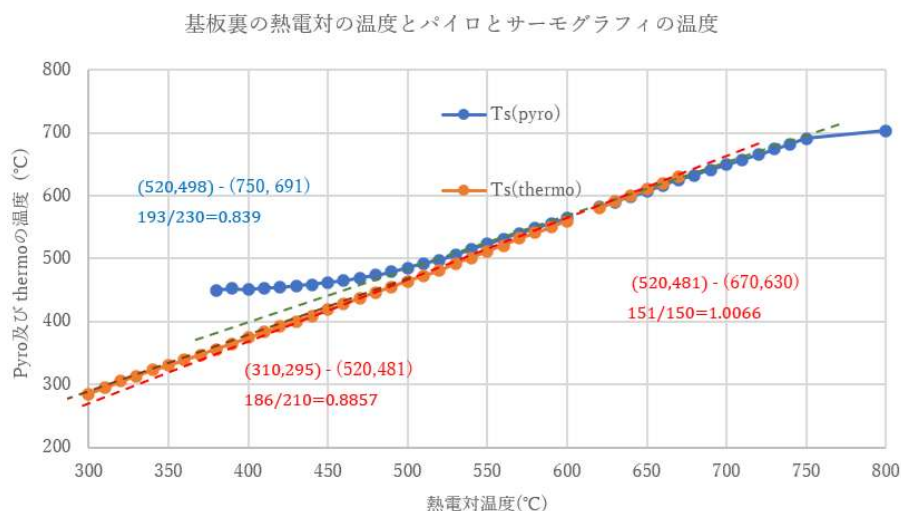
E-mail: zxe01614@nifty.com

これまで、GaAs 基板温度の測定に、波長 $0.8\ \mu\text{m}$ の熱線を検出する Si のフォトダイオードも用いたパイロメータを使用してきた。波長 $0.8\ \mu\text{m}$ は GaAs 基板で吸収されるため GaAs 基板が透けて下のヒーターが見えないからである。しかしながら、このパイロメータが測定できる温度は 460°C 以上で、それより低い基板温度は、基板下の熱電対の示す温度とパイロメータの $460 \sim 600^\circ\text{C}$ の温度関係を外挿して熱電対の示す温度で決めてきた。前回、波長 $7.5 - 14\ \mu\text{m}$ の赤外線を検出し 温度測定範囲が $-60 \sim 650^\circ\text{C}$ にあるサーモグラフィを用いて基板温度測定が可能であることを示した。

GaAsBi は GaAs に近い組成領域で Bi 1 %あたりバンドギャップが $88\ \text{meV}$ 減少する。Bi 組成がわずかに 11 %で、光通信帯レーザで使われる $1.55\ \mu\text{m}$ の波長の光子エネルギー ($0.8\ \text{eV}$) に等しいバンドギャップを有する半導体発光材料が実現できることを示している。基板温度を 400°C 以下に下げれば Bi 組成は増えるが、 350°C より低くなると光学的品質が下がる。 350°C 近傍の温度を正確に測定することが重要になる。サーモグラフィでは $7.5 \sim 14\ \mu\text{m}$ の赤外線を検知する。この波長域の赤外線は GaAs 基板を透過するため、GaAs 基板の裏側は金属を蒸着するか、モリブデンの基板ホルダーにインジウムで貼り付けヒーターの赤外線を遮る必要がある。

今回、アルミを基板裏に蒸着した 2 inch GaAs 基板を MBE マニピュレータに取り付け、パイロメータの測定値とサーモグラフィの測定値を基板裏の熱電対の温度に対してプロットした。パイロメータの測定値は熱電対温度 500°C から 750°C まで直線にのるが、 500°C 以下では、傾きが徐々に緩くなり直線から外れていく。一方、サーモグラフィの測定値は二つの直線で近似でき、 520°C 以上で傾きは 1、 520°C

以下になると傾きが 0.89 と緩くなる。パイロメータの放射率は 0.198, サーモグラフィの放射率は 0.13 と設定した。温度較正はアルミニウムの融点 660°C を用いた。



GaSb 基板上 InSb 量子ドットの遷移選択フォトルミネッセンス測定

Transition selective Photoluminescence of InSb quantum dots on GaSb substrate

産総研¹, 東理大先進工² ○牛頭 信一郎¹, 鬼頭 大河², 桑原 笑明², 山本 恭輔², 遠藤 聡²,
藤代 博記²

AIST¹, TUS², °S. Gozu¹, T. Kito², E. Kuwabara², K. Yamamoto², A. Endoh², H. I. Fujishiro²

E-mail: s-gozu@aist.go.jp

中赤外領域(2-5 μm)で動作する光学式ガスセンサは分子検出が可能で、環境計測等の需要が高まっている。その光源応用を見据えて、GaSb 基板上 InSb 量子ドットの研究を行ってきた[1,2]。そのフォトルミネッセンス(PL)は基板である GaSb と InSb 量子ドットからの PL で構成され、InSb 量子ドットからの PL スペクトルは若干の広がりを持ち、GaSb からの PL とオーバーラップしていた。一方、発光遷移にはそれぞれ固有の緩和時間がある。PL 測定に使用する励起レーザーを適当な周波数で変調し、ロックインアンプ(LA)により適切な位相角度による検出を行うことで、遷移を選択して PL 測定を行う方法が開発された[3,4]。本研究ではその手法を用いて InSb 量子ドットの PL を選択的に測定することを目的とした。

InSb 量子ドットは分子線エピタキシー法により形成した。GaSb(100)基板上に GaSb バッファ層を 133nm 成長させ、その後 InSb を 2.5 分子層(ML)成長させた。InSb の成長レートは 0.075 ML/s とし、V/III (Sb₄/In) 比は 2 である[2]。PL スペクトルは強度変調された発光波長 660nm の半導体レーザーで励起した。検出器は長波長 InGaAs フォトダイオードを使用し、強度変調されている PL 信号は LA によって復調し FTIR で分光した。測定温度は 77K である。挿入図は無変調時の PL スペクトルである。GaSb 由来の P1,P2 と InSb 量子ドット由来の P_{dots} が確認できる。図 1 は 10MHz で変調した時の復調角依存 PL 測定スペクトルである。復調角が 0° の時は無変調時と同じピークが確認された。一方、特定の角度では選択的に遷移が見えた。100° の時は P1, P2 が確認され、95° の時は主に P2 が確認できる。65° の時の PL 強度は 95° ,100° の時とほぼ同じで、PL 強度減少により P_{dots} が消失したわけではない。この遷移選択は緩和時間の差を位相差に変換したことにより得られていると考えている。

[1] 桑原他, 第 83 回応用物理学会秋季学術講演会, 22p-P10-1 (2022). 小野田他, 第 85 回応用物理学会秋季学術講演会, 19p-P09-12 (2024).

[2] E. Kuwabara et. al., Phys. Status Solidi A, **221**, 2300659(2024).

[3] 牛頭, 第 85 回応用物理学会秋季学術講演会, 17a-B2-5 (2024).

[4] S. Gozu, Jpn. J. Appl. Phys., **64**, 022006(2025)

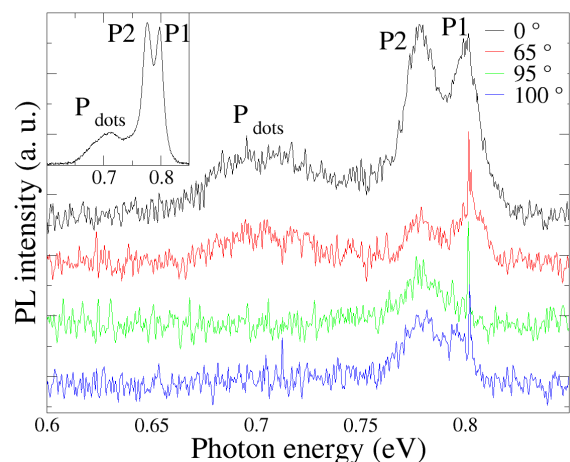


図 1 10MHz で変調した時の復調角依存 PL スペクトル. 挿入図 無変調時の PL スペクトル

全ヒ素系材料で成長された C バンド量子ドットレーザ

C-band Quantum Dot Lasers Grown Using All-Arsenic Materials

東大ナノ量子, °權 晋寛, 鄭 智恵, 角田 雅弘, 荒川 泰彦

NanoQuine, Univ., °Jinkwan Kwoen, Jihye Jung, Masahiro Kakuda, Yasuhiko Arakawa

E-mail: jkkwoen@iis.u-tokyo.ac.jp

InP 基板上の量子ドット (QD) レーザは、10 Tbps を超える超高速光トランシーバー向けの非常に有望な光源として注目されている。長波長領域における優れた熱安定性、低消費電力動作、光フィードバック耐性により、次世代の光通信システムに理想的である [1]。しかしながら、多層スタック構造において精密な波長制御および構造安定性を実現するには、歪みの蓄積や V 族元素の相互拡散といった課題がある。これらの課題に対処するために、InP 基板上に低インジウム組成の部分キャップ層を導入する新たな成膜手法が提案された[2]。本研究では、この手法により、全ヒ素系材料で成長された C バンド量子ドットレーザを実現したので、報告する。

すべての試料は、InP(001)基板上に分子線エピタキシー (MBE) 法により成長させた。低インジウム組成の部分キャップ層を利用した III-ヒ素系 InAs QD レーザ構造を作製した。成長は酸化膜除去済みの n 型 InP(001)基板上に行われ、低屈折率 Si ドープ InAlAs 層、InAlGaAs 層、そして 8 層の QD 構造を含む多層構造を形成した。QD は、GaAs 下地層の上に形成し、4 nm の InAlGaAs 層で部分キャップ、さらに 16 nm のスペーサ層で上部をキャップした。図 1 は、8 層の QD 積層構造成長中の基板湾曲の変化を示しており、歪みの蓄積が抑制されていることがわかる。これは、部分キャップ層が歪み補償層として有効に機能していることを示している。図 2 は、作製した QD レーザの特性評価結果である。電極幅 100 μm の広幅レーザにおいて、パルス駆動条件下でのしきい電流は 3.1 A であり、発振波長は C バンドの 1.54 μm であった。

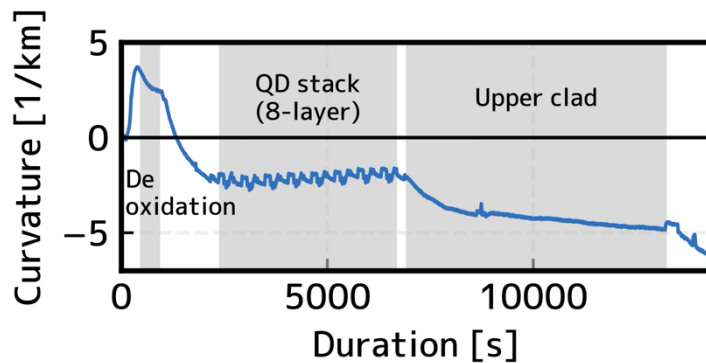


Figure 1 In-situ curvature measurement results during the growth of the entire QD laser structure.

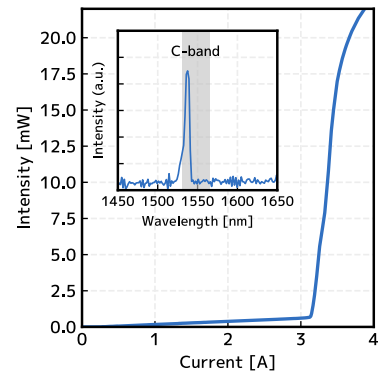


Figure 2 Characteristics of the light-current (L-I) curve

この成果の一部は、国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構 (N E D O) の委託業務 (JPNP16007)、JST Moonshot R&D JPMJMS2064 および JSPS 科研費 JP23K04598 の助成により遂行された。

[1] I. Y. Arakawa, and H. Sakaki, Appl. Phys. Lett. **40**(11), 939–941 (1982).

[2] J. Kwoen, et. al, Electron. Lett. **61**(1), 1–4 (2025).

Co-doped InAs/GaAs 量子ドットレーザにおける 閾値電流特性の p 型ドーピング濃度依存性

Dependence of threshold current characteristics on p-type doping concentration in co-doped InAs/GaAs quantum dot lasers

東大ナノ量子機構 °角田 雅弘, 權 晋寛, 荒川 泰彦

NanoQuine, The Univ. of Tokyo, °Masahiro Kakuda, Jinkwan Kwoen, Yasuhiko Arakawa

E-mail: kakuda@iis.u-tokyo.ac.jp

InAs/GaAs 系自己形成量子ドット(QD) レーザにおいて p 型変調ドーピングに加えて QD 中に直接 n 型ドーピング[1]を行う co-doping により、室温での閾値電流が低減した n 型ドーピング濃度の最適化で温度安定性が向上することが報告されている[2,3]。しかしながら、温度安定性に大きく影響を及ぼす p 型ドーピング濃度を变化させた co-doping の効果については、これまで検討されてこなかった。今回我々は co-doping を行った InAs/GaAs QD レーザにおいて、閾値電流特性の p 型ドーピング濃度依存性を調べたので報告する。

分子線エピタキシー法により co-doping を行った 10 層積層 InAs/GaAs QD (面内密度 $4\sim5\times10^{10}\text{ cm}^{-2}$) を AlGaAs クラッド層で挟んだレーザ構造を n-GaAs(001)基板上に作製した。ここで QD1 層あたりの n 型ドーピング濃度を $5\times10^{10}\text{ cm}^{-2}$ とし、p 型ドーピング濃度を $0, 2\times10^{11}, 5\times10^{11}\text{ cm}^{-2}$ とした 3 種類のレーザウエハを作製した。このウエハより共振器長 2 mm、電極幅 100 μm のブロードエリアレーザを作製し、温度を変えてパルス電流注入によるレーザ光出力測定を行った。発振波長は室温で 1250 nm、175 °C では 1330 nm 程度で、高温でも基底準位のための発振であった。

図 1 に各 p 型ドーピング濃度に対する閾値電流密度 J_{th} の温度依存性、図 2 に 30 °C から 175 °C までの J_{th} の p 型ドーピング濃度依存性を示す。30 °C では p 型ドーピング濃度増大とともに J_{th} が増大しているが、温度増加とともに p 型ドーピングによる温度安定性向上の効果が現れ、175 °C では $2\times10^{11}\text{ cm}^{-2}$ において J_{th} が最小となった。一方、 $5\times10^{11}\text{ cm}^{-2}$ では 175 °C においても 0 cm^{-2} (n 型ドーピングのみ) よりも高い J_{th} であった。発表では n 型ドーピングなしとの比較も含めて議論を行う。[謝辞] 本成果は、国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託業務(JPNP21029)の結果得られたものである。[参考文献][1] T. Inoue et al., J. Appl. Phys. **108**, 063524 (2010).

[2] Z. R. Lv et al., Appl. Phys. Lett. **121**, 021105 (2022). [3] H. Deng et al., Adv. Phys. Res. **3**, 2400045 (2024).

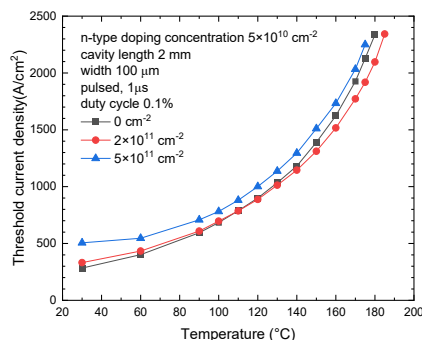


Fig.1 Temperature dependence of threshold current density of co-doped InAs/GaAs QD lasers with various p-type doping concentrations.

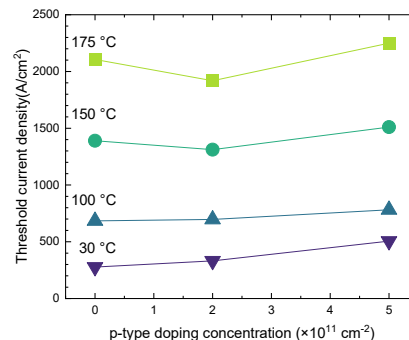


Fig.2 P-type doping concentration dependence of threshold current density of co-doped InAs/GaAs lasers at 30-175 °C.

InAs 量子ドット成長に起因する格子不整合歪みによる GaAs 層における above-barrier 状態の形成

Formation of above-barrier states in GaAs layer caused by lattice mismatched strain by growth of InAs quantum dots

千葉工大¹, 電通大², 神戸大³ ○鈴木 崇斗¹, 小島 磨¹, 海津 利行²,
和田 修³, 喜多 隆³

Chiba Inst. Tech.¹, Univ. of Electro-Commun.², Kobe Univ.³, ○T. Suzuki¹, O. Kojima¹, T. Kaizu²,
O. Wada³, T. Kita³

E-mail: s21A4082DJ@s.chibakoudai.jp

我々はエピタキシャル成長に伴う格子不整合歪みによって形成される above barrier 状態[1]に注目しており、2 次の非線形光学効果である差周波混合過程を用いたテラヘルツ電磁波発生について報告している[2]。以前、我々は GaAs 基板上的 InAs 量子ドットにおいて、歪みによって GaAs 層に形成された above barrier 状態を励起することでテラヘルツ電磁波が発生することを報告した[3]。しかしながら、この above barrier 状態に生成されるキャリアが非線形分極の形成に果たす役割は、明確ではない。そこで、今回我々は、発光励起スペクトルから above barrier 状態を明らかにすることを目的に研究を行ったので、その結果について報告する。

試料には、分子線エピタキシー法で GaAs 基板上に作製した InAs 量子ドットと 50 nm の GaAs スペース層を 20 周期成長した構造を用いた。なお、試料表面の低温成長 GaAs 層[3]をケミカルエッチングにより除去した。図 1(a)に示す発光スペクトルは、GaAs のバンドギャップエネルギー近傍で幅広いスペクトルを示している。このエネルギー近傍における光吸収特性を明らかにするために、量子ドットの発光ピークエネルギーで検出した発光励起スペクトルを(b)に示す。1.35 eV 付近と 1.42 eV 付近の構造はそれぞれ wetting layer と GaAs に起因すると考えられる。一方、1.50 eV に明確なピークが観測されており、これが above barrier 状態の形成を示唆していると考えられる。この準位に生成されるキャリアが、差周波混合過程の形成に必要な 2 次の非線形分極の源であると考えられる。

謝辞: 科研費 22K04218、25K01270

[1] T. Worren et al., Phys. Rev. B. **58**, 3977 (1998).

[2] O. Kojima et al., Appl. Phys. Express **16**, 051002 (2023).

[3] 鈴木 他、2024 年第 85 回応用物理学会秋季学術講演会 18a-B2-7.

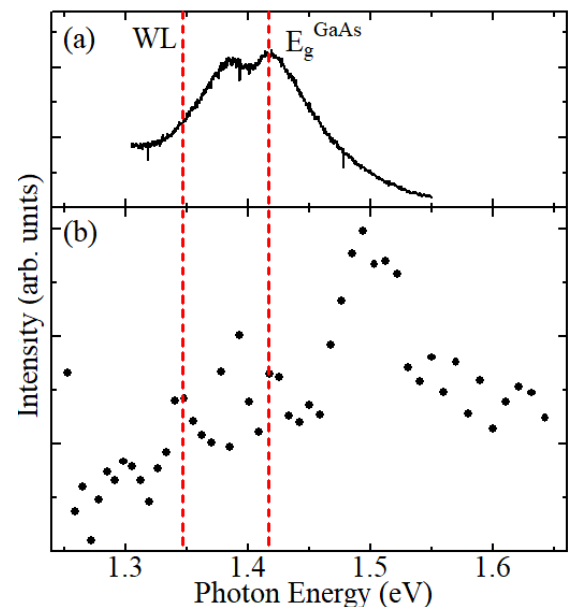


Fig. 1(a) 発光スペクトル、(b) 発光励起スペクトル。

累積分布関数による GaAs 層上に成長させた InAs 量子ドット高さ分布解析

Height distribution analysis of InAs quantum dots grown on GaAs layer
by cumulative distribution function

豊田工大, ○(D)奥泉陽斗, ロカ ロネル クリスチャン, 神谷 格

Toyota Technological Institute, ○Haruto Okuizumi, Ronel Christian I. Roca, Itaru Kamiya.

E-mail : sd24502@toyota-ti.ac.jp, roca.ronel@toyota-ti.ac.jp, kamiya@toyota-ti.ac.jp

[背景・目的] Stranski-Krastanov (SK) モードを用いて GaAs 上に形成される InAs 量子ドット(QD) は、半導体デバイス素子としての応用が期待され、現在盛んに研究されている[1]。InAs QD の蛍光波長領域はその高さに強く依存するため[2]、QD の高さ分布の詳細な解析は欠かせず、原子間力顕微鏡(AFM)が広く用いられている。しかし、熱ドリフトや基板面の凹凸によりこの同定は必ずしも容易ではない。本発表では、SK モードにより成長させた InAs QD の高さ分布を累積分布関数によって AFM 像から簡便かつ正確に得る手法を提案する。

[実験方法] 試料は、分子線エピタキシー(MBE)で作製した。GaAs (001) 基板を 600 °C にて酸化膜除去を行った後 590°C に降温し、GaAs バッファ層を 100 nm 堆積させた。次に、基板温度を 500°C に下げ、GaAs バリア層 30 nm と SK モードによる平均膜厚 2.1 ML の InAs QD を成長させ、急冷し、成長を終了した(図 1)。試料を MBE から取り出した後、試料表面を AFM により測定し、QD の高さ分布を解析した。

[実験結果] 試料の AFM 像を図 2(a)に示す。AFM 像内にある高さが h 以下である InAs QD の個数を、AFM 像内にある QD の個数で割った値を Φ とし、QD の高さ h に対する Φ を図 2(b)の青の点で示した。この時 Φ は、正規分布 $\mathcal{N}(6.9 \text{ nm}, 1.1 \text{ nm})$ の累積分布関数によりカーブフィッティングすることができ(図 2(b)の橙の実線)、InAs QD の詳細な高さ分布を表現している。この解析手法は、累積分布関数を適切に選択することにより、例えば multimodal な QD 高さ分布を持つ試料[3]にも応用することが期待できる。

[謝辞] 本研究は文科省の補助下、豊田工大スマートエネルギーセンターの一環として行われた。

[参考文献]

- [1] 例えば M. Kuntz, *et al.*, Appl. Phys. Lett. **85** (2004) 843. [2] 例えば L. Chu, *et al.*, J. Appl. Phys. **85** (1999) 2355.
[3] H. Kissel, *et al.*, Phys. Rev. B **62** (2000) 7213.

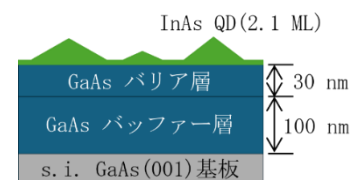


図 1 試料構造

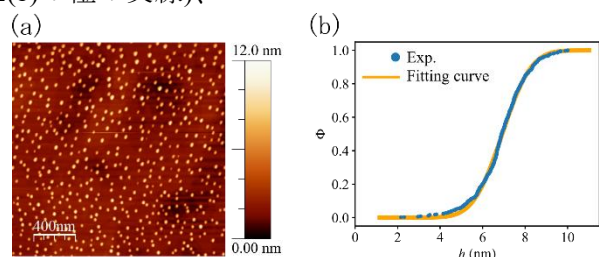


図 2 (a) AFM 像(2 μm 四方) (b) AFM 像から計算した Φ (青の点)と Φ のフィッティングカーブ(橙の実線)

Si 上 GaAs 成長における低温初期層が歪緩和に与える影響

Effect of low- temperature initial layer on strain relaxation in GaAs/Si

豊田工大 早川祥太, 安河内唯人, 小島信晃

Toyota Tech. Inst., Shota Hayakawa, Yuito Yasukochi, Nobuaki Kojima

E-mail: sd24443@toyota-ti.ac.jp

Si 上 GaAs エピタキシャル成長においては、成長温度から室温への降温過程において、両者の熱膨張係数差により、膜中に多数の転位が形成されることが知られている。我々はこれまでに、MBE-XRD 装置(spring8 ビームライン 11XU)によって結晶成長中の逆格子マッピングをその場測定することで、Si 上 GaAs 二段階成長の低温成長初期層に MEE(Migration Enhanced Epitaxy)法を用いることにより、降温過程中の(111)面欠陥生成が強く抑制され、転位密度が低減されることを見出してきた。生成する面欠陥密度の異方性は、GaAs 層の歪み緩和過程が異方性を持つことを示唆する。本研究では、各成長過程中的 GaAs 層の歪みの時間変化を解析し、低温初期層の成長方法が歪み緩和と転位生成に与える影響について検討した。

GaAs 層は MBE-XRD 装置を用いて[110]方向に 4° 傾斜した微傾斜 Si(001)基板上に成長した。低温初期層に MEE 法及び MBE 法を用いて 300°C で 70 nm 成長し、その後 20 分間 585°C で熱処理を行った。2 段階目は MBE 法 570°C で 1.6 μm 成長した。得られた(022)面のその場逆格子マッピングの解析を行い、逆格子ピーク座標値を比較した。

得られた逆格子マップを Fig.1, 降温過程での[110]方向の逆格子ピーク座標値の温度依存性を Fig.2 に示す。Fig.2 内に Si 無歪結晶と GaAs 無歪結晶の逆格子座標値の温度依存性も示す。逆格子ピーク座標値が無歪結晶の値より小さいと引っ張り歪、大きいと圧縮歪に対応する。Fig.1 から各試料の GaAs 層は少なくとも 2 つのピークを含む。これは、[110]方向に歪の異なる 2 つの GaAs の領域が存在することを示唆する。[-1-10]側のピークを peak1, [110]側のピークを peak2 と呼称する。Fig.2 から初期層 MEE 法の試料では、peak2 が降温前から降温後にかけて大きな圧縮歪が残留する。この圧縮歪の存在が降温過程で(111)面欠陥生成の抑制に関係していると考えられる。

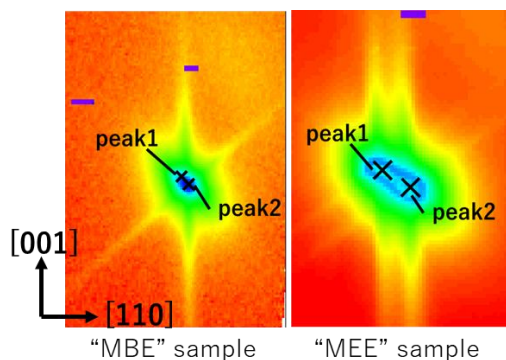


Fig. 1 Reciprocal Space Mapping of 022 during the temperature drop process

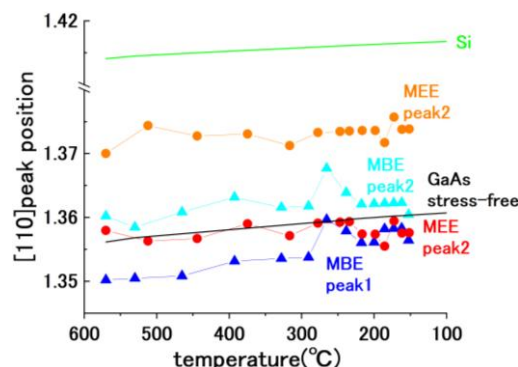


Fig. 2 Temperature dependence of the peak position during the temperature drop process

謝辞：本研究は文部科学省委託事業ナノテクノロジープラットフォーム課題（課題番号：2019A-H08）として QST 微細構造解析プラットフォームの支援を受けて実施した。

大気暴露後の InAs/GaAs 量子井戸の発光特性に与える表面再構成の影響

Effects of surface reconstructions on the photoluminescence properties of buried

InGaAs/GaAs quantum well after air exposure

NIMS¹, 九大² Ma Zhao^{1, 2}, 〇間野 高明¹、大竹 晃浩¹、黒田 隆^{1, 2}

NIMS¹, Kyushu Univ.², Zhao Ma^{1, 2}, 〇Takaaki Mano¹, Akihiro Ohtake¹, Takashi Kuroda^{1, 2}

E-mail: MANO.Takaaki@nims.go.jp

【はじめに】分子線エピタキシー法などにより結晶成長した III-V 族化合物半導体ヘテロ構造を大気中に取り出すと、空気中の酸素や水蒸気により、表面から少しずつ酸化が進行する。この表面酸化膜は光学・電気特性へ悪影響を及ぼすことが知られている。最近我々は、GaAs に埋め込まれた量子構造の発光特性の向上を目的に、成長後の表面の溶液処理による硫黄終端に関する再検討を行った。その結果、表面の砒素酸化物の量と発光強度の低下量に相関性があることを見出した[1]。そこで今回、大気に取り出す前に異なる再構成表面を形成することにより、表面の砒素原子数を制御し、それらの表面を大気暴露により酸化させた際の発光特性への影響を調べたので報告する[2]。

【実験】分子線エピタキシー法により GaAs/InGaAs QW/GaAs(100)を結晶成長し、アモルファス砒素キャップにより表面保護した後に、大気中に取り出して分割したものを出発試料として用いた。分割した試料を分子線エピタキシー装置に戻して、アモルファス砒素キャップを蒸発させた後に、基板温度と雰囲気を制御することにより、As-rich-c(4×4)α及び Ga-rich-(4×6)再構成表面を形成して大気中に取り出し、一定時間大気中に放置した後 XPS 及び PL 測定を行い、大気暴露による発光特性への影響と表面化学状態の変化を調べた。

図 1(a)に、二つの試料の取り出し直後の低温 PL スペクトル (内挿図)、及び、0~30 日大気暴露後の積分 PL 強度変化を示す。どちらの試料も大気取り出し後 2 時間で大幅に強度が低下し、その後、緩やかな変化へと移行するが、c(4×4) αの試料は、(4×6)と比較して取り出し直後から 30 日後まで一貫して 11%ほど強度が低いことが分かった。これは、酸化が内部に進行した後も、再表面の違いに起因する悪影響が残っていることが示唆される。約 30 分間の大気暴露後の表面の化学状態を XPS により測定した結果、図 1(b)に示すように、表面再構成の違いを反映して、c(4×4) αでは砒素酸化物、(4×6)の方がガリウム酸化物が多く形成されていることが分かった。この結果から、再表面の砒素酸化物が、発光強度に大きな悪影響を及ぼすことが確認された[3,4]。

本研究の一部は、ATLA(JPS004596)のサポートにより行われた。

【参考文献】 [1] Jpn. J. Appl. Phys. 63, 121002 (2024), [2] J. Appl. Phys. (2025) in press, [3] Jpn. J. Appl. Phys. 31, L924 (1992), [4] Appl. Surf. Sci. 254, 7565 (2008).

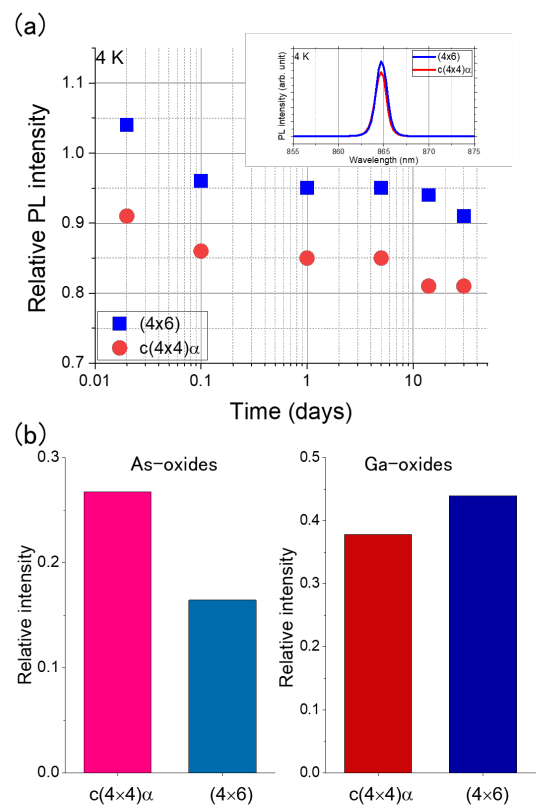


図 1 (a) 低温 PL 発光強度の大気暴露時間依存性。内挿図は、取り出し直後の発光スペクトル。(b) XPS 測定から見積もられる取り出し直後の砒素酸化物及びガリウム酸化物由来の積分ピーク強度の比較。

GaAs/Ge/GaAs{111}ヘテロ構造における極性制御

Polarity Control in GaAs/Ge/GaAs{111} Heterostructures

物材機構¹ ○大竹 晃浩¹, 林 侑介¹, 間野 高明¹

NIMS¹, ○Akihiro Ohtake¹, Yusuke Hayashi¹, Takaaki Mano¹

E-mail: OHTAKE.Akihiro@nims.go.jp

【はじめに】GaAs等のIII-V族半導体は、LiNbO₃やLiTaO₃等の光学材料と比べて高い非線形感受率を有することから、非線形光学デバイスへの応用が期待されている。GaAs結晶は光学的に等方であるため、通常の複屈折を利用した位相整合を取ることができず、疑似位相整合(QPM: Quasi-Phase Matching)構造の作製が必要となる。QPM構造の作製には周期的な極性反転を用いた方法が有効であり、これまでに、GaAs{113}および{111}薄膜成長時にGe中間層を挿入することで、Ge層の上下のGaAs膜の極性を反転させる試みがなされている[1,2]。しかしながら、Ge中間層上における成長膜極性の自在な制御は実現していない。本報告では、GaAs(111)A, B基板上に成長させた極薄Ge層の表面をGaあるいはInで終端した後にGaAs成長を行うことによって、基板表面の極性に関わらず成長膜の極性が制御できることを紹介する[3]。

【結果および考察】GaAs(111)A-(2x2)および(図1(a)、1(b))GaAs(111)B-($\sqrt{19} \times \sqrt{19}$)表面(図1(c)、1(d))を作製し、その上に10BLのGe層を成長させた。Ge層の表面を1ML相当のGaで終端した後にGaAs成長を行うと、GaAs成長表面は(2x2)構造を示すことから、GaAs(111)Aが成長したことが分かる(図1(a)、1(c))。一方、Ge層の表面を1MLのInで終端した後に成長を行うと、GaAs成長中のRHEEDパターンは(1x1)もしくは弱い($\sqrt{19} \times \sqrt{19}$)周期を示し、(111)B面方位での成長が示唆される(図1(b)、1(d))。いずれの極性の成長においても成長膜の結晶性は良好で、回転双晶や積層欠陥等の生成は抑制されている。

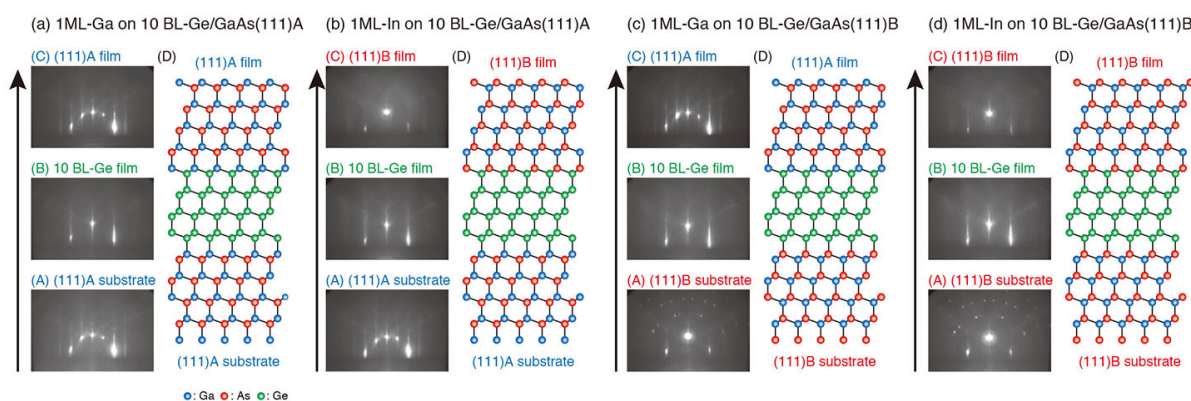


図 1: GaAs/Ge/GaAs{111}ヘテロ構造の模式図(D)と RHEED パターン(A-C)

[1] S. Koh, et al., Jpn. J. Appl. Phys., Part 2 **38**, L508 (1999).

[2] X. Lu, et al., Appl. Phys. Express **11**, 015501 (2018).

[3] A. Ohtake and Y. Hayashi, Appl. Phys. Lett. **126**, 201601 (2025).

(100) InP 有機金属気相エピタキシーにおける ω 方向依存 Zn 基板側拡散の理論的説明

A theoretical explanation of misorientation-direction-dependent backward diffusion of Zn in (100) InP during metalorganic vapor-phase epitaxy

法政大 ○望月 和浩, 太田 博, 三島 友義, 堀切 文正, 西村 智朗

Hosei Univ. ○K. Mochizuki, H. Ohta, T. Mishima, F. Horikiri, T. Nishimura

E-mail: kazuhiro.mochizuki.66@hosei.ac.jp

はじめに InP の有機金属気相エピタキシーにおける p 型不純物である Zn の基板側拡散がオフ方向に依存する現象[1]を, キンクの平均移動速度 V_{kink} の相違から説明した[2]ので報告する。

仮定 (111)A 面方向へオフした InP(100)表面のステップ(A ステップ)におけるキンク密度は, (111)B 面方向へオフした InP(100) 表面のステップ(B ステップ)におけるキンク密度に比較して低い[3]。A ステップにおける V_{kink} は B ステップにおける V_{kink} より高速と考え, 以下を仮定した。

- 1) A ステップまで表面拡散した Zn は, キンクで格子位置に取り込まれる時間的余裕が無い場合, 格子間位置(Zn_i)に入り, kickout 機構[4]により拡散する。
- 2) B ステップまで表面拡散した Zn は, キンクで In 副格子位置(Zn_{In})に取り込まれ, dissociative 機構[4]により拡散する。また, 正孔(h)濃度は Zn_{In} 濃度(C_s)にほぼ等しい。
- 3) P 過剰雰囲気下の InP (100)表面における点欠陥形成エネルギーのフェルミエネルギー(E_F)依存性は, P 過剰雰囲気下の InP (110)表面における点欠陥形成エネルギーの E_F 依存性[5]に等しい。

オフ方向	キンク密度	キンク速度	仮定			
			Zn 位置	成長初期 導電型	格子間Zn密度 決定機構	平衡定数
(111)A 面	低	高	格子間	半絶縁性またはp	kickout: $\text{Zn}_i^{2+} + \text{V}_{\text{In}}^{3-} = \text{Zn}_{\text{In}}^-$	$K_A = C_s / (C_i C_{\text{V}_{\text{In}}})$
(111)B 面	高	低	In サイト	p	dissociative: $\text{Zn}_i^{2+} = \text{Zn}_{\text{In}}^- + \text{In}_i^+ + 2h$	$K_B = C_s^3 C_{\text{In}}^- / C_i$

検討 InP バルクにおける Zn_{In} および Zn_i の形成エネルギーの E_F 依存性[6]を考慮すると, E_F が禁制帯下半分に位置する場合, Zn_{In} , Zn_i , V_{In} (バルク)および In_i (表面)の電荷状態は, それぞれ-1, +2, -3, +1 である。 Zn_i 密度に比較して Zn_{In} 密度が無視できる場合の C_s の鉛直(z)方向拡散方程式

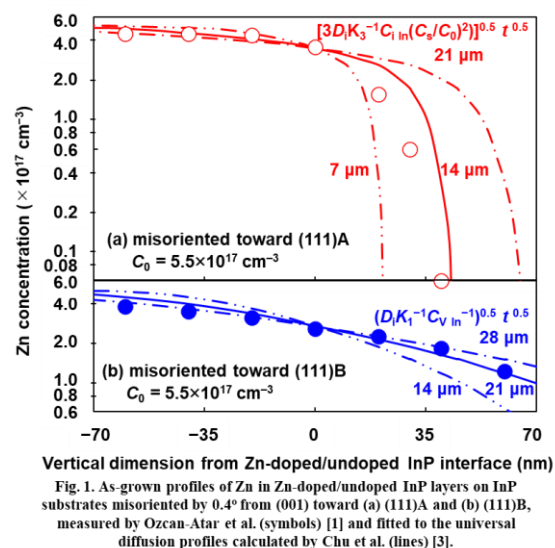
$$\frac{\partial C_s}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \frac{3D_i C_s^2 C_{\text{In}}}{K_A} \frac{\partial C_s}{\partial z} \quad [(111)\text{A 面方向オフ}] \quad (1a)$$

$$\frac{\partial C_s}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \frac{D_i}{K_B C_{\text{V}_{\text{In}}}} \frac{\partial C_s}{\partial z} \quad [(111)\text{B 面方向オフ}] \quad (1b)$$

は, Chu らのユニバーサル拡散分布[4]において, ソース濃度 $C_0 = 5.5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, 時間 $t = 3276 \text{ s}$ [1], ならびに次数 $n = 2$ [(111)A 面方向オフ]および 0 [(111)B 面方向オフ], 平衡定数 $K = 3K_A^{-1} C_{\text{In}} (C_s/C_0)^2$ [(111)A 面方向オフ]および $K_B^{-1} C_{\text{V}_{\text{In}}}^{-1}$ [(111)B 面方向オフ]とすると, 実験結果[1]が再現した(Fig. 1)。

まとめ A および B ステップにおける V_{kink} の相違に基づき, 実験結果[1]を説明できた。

[1] A. Ozcan-Atar et al., Appl. Surf. Sci. **688**, 162360 (2025). [2] K. Mochizuki et al., Jpn. J. Appl. Phys. **64**, 038006 (2025). [3] A. Gocalinska et al., Phys. Rev. B **86**, 165307 (2012). [4] S.N.G. Chu et al., J. Appl. Phys. **78**, 3001 (1995). [5] A. Höglund et al., Phys. Rev. B **74**, 075332 (2006). [6] A. Höglund et al., *ibid* **77**, 113201 (2008).



In_{0.05}Ga_{0.95}As/GaAs 多重量子井戸における非線形光学効果の発生

Generation of optical nonlinear effect in a In_{0.05}Ga_{0.95}As/GaAs multiple quantum well

千葉工大工, 神戸大院工^A ○青山 偉大, 小島 磨, 井上 知也^A, 喜多 隆^A

Chiba Inst. Tech, Kobe Univ.^A ○K. Aoyama, O. Kojima, T. Inoue^A, T. Kita^A

E-mail: s22A4003CV@s.chibakoudai.jp

格子不整合条件で作製した半導体結晶に波長が異なる 2 つのレーザー光を照射すると、差周波混合によりテラヘルツ電磁波が発生する[1, 2]。これは、レーザー光の照射によって二次的非線形分極を生成するために、格子不整合歪みが利用できることを示唆している。その一方で、この非線形分極の生成に必要な歪みの量は明らかでないことから、前回、In 濃度が異なる InGaAs/GaAs 多重量子井戸を作製し、その光学特性について報告した[3]。そこで今回我々は、これらの試料において差周波混合信号を測定したので、その結果について報告する。

試料には、分子線エピタキシー法で GaAs 基板上に作製した In_{0.05}Ga_{0.95}As/GaAs 多重量子井戸を用いた。GaAs の成長中に In を照射し、3 nm で In のシャッターを閉じることで井戸層とした。障壁層となる GaAs は 10 nm で、量子井戸周期数は 50 である。図 1(a)に室温で測定した光変調反射スペクトルを示す。1.385 eV 付近に観測される信号が量子井戸の重い正孔励起子による応答である。図中の破線は GaAs のバンドギャップエネルギーを示しており、ここで観測される信号は障壁層である GaAs の応答である。光変調反射スペクトルは表面電場の変調に起因することから、このように信号が観測されているということは、表面電場の存在を示しているが、フランツケルディッシュ振動が観測されていないことから、電界が弱い or above barrier 準位に局在している可能性が考えられる。図 1(b)は、差周波混合信号の励起光強度依存性である。破線は励起光強度に対する二乗の傾きを示している。なお、レーザーのエネルギー差から見積もったテラヘルツ電磁波の周波数は 9.06 THz である。15 mW 付近から概ね 2 乗で信号が増加しており、非線形分極の生成を示唆している。In 濃度が 5% であることから、格子不整合率は 0.4% 程度であるにもかかわらず、このような非線形性が観測されている。その生成機構は不明ではあるが、この結果は、極微小な歪みであっても非線形分極の生成が可能であることを示していると考えている。

謝辞: 科研費 25K01270

[1] O. Kojima et al., APEX **16**, 051002 (2023).

[2] O. Kojima et al., JJAP **64**, 011005 (2025).

[3] 小島 他 2025 年第 72 回応用物理学会春季学術講演会, 17a-K302-2.

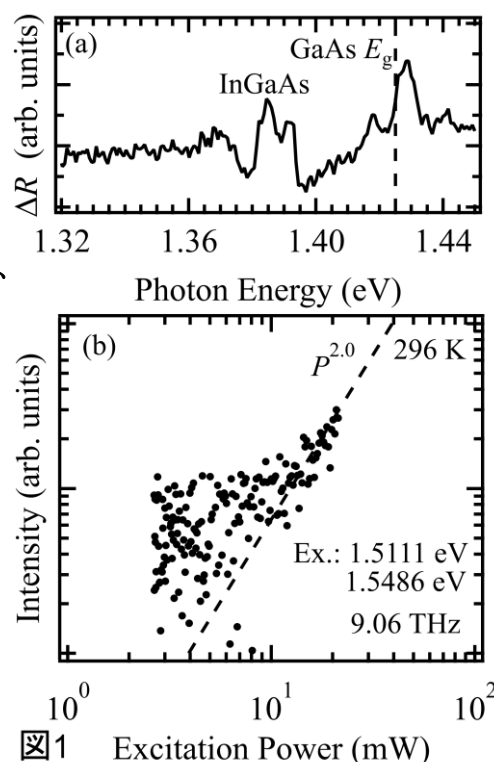


図1 Excitation Power (mW)