InP 基板上低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の結晶構造の 成長温度およびアニール温度依存性†

富永 依里子* 角屋 豊**

Growth and Annealing Temperature Dependences of Crystal Structure of Low-Temperature-grown $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ on InP Substrate

by

Yoriko TOMINAGA* and Yutaka KADOYA**

Low-temperature-grown (LTG) $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ with thicknesses of 2.0 μm on InP substrates were grown by molecular beam epitaxy at a substrate temperature of 200–240 °C; they were characterized by high-resolution X-ray diffraction (XRD), Rutherford backscattering spectrometry (RBS), and X-ray reciprocal space mapping (RSM) measurements. While XRD peaks and RBS channeling dip curves were observed for LTG $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ samples grown at 220 °C, there were no peaks and dip curves for LTG $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ samples grown at 200 °C in XRD and RBS channeling measurements, respectively. These indicated deterioration of crystalline quality at a growth temperature between 200 and 220 °C. However, the RBS suggested that the In atoms were located in interstitial sites along the [110] direction and that the ratio of the interstitial In atoms was estimated to be almost 40% of all In atoms even in the LTG $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ grown at 220 °C. X-ray RSM revealed that the LTG $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ layer was compressively strained, although its lattice constant parallel to the substrate surface was smaller than that of the InP substrate, implying that defect structures are present in the layer. Moreover, the results of XRD measurement and RBS implied transformation of excess As into As precipitates by thermal annealing in both these LTG $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ and $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ samples.

Key words:

Low-temperature-grown InGaAs, X-ray diffraction, Rutherford backscattering spectrometry, Thermal annealing, X-ray reciprocal space mapping

1 緒 言

テラヘルツ時間領域分光法 (Terahertz time-domain spectroscopy: THz-TDS) は薬品や生体試料の分析、分子分光学の分野等において非常に有益であるとして、近年の THz 波を利用した分析装置によく用いられている。この THz-TDS で最も一般的な THz 波発生源・検出器は低温で成長させた GaAs を利用した光伝導アンテナ (Photoconductive antenna: PCA) である。低温成長 GaAs は、比較的高い移動度 ($\sim 200 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{sec}$)、短キャリア寿命 ($< 1 \text{ psec}$)、高抵抗 ($\sim 10^7 \Omega\cdot\text{cm}$) という PCA の性能を決める 3 つの特性を有しているため、0.8 μm 帯に波長を持つチタン・サファイアレーザを光源とした THz-TDS システムにこれまで用いられてきた。ところが近年、小型で比較的安価な、より実用的な THz-TDS システムの開発を目的として、光源を 1.5 μm 帯に波長を持つファイバレーザに置き換えたいという要望がある。このため、ファイバレーザの波長帯に適応した THz 波発生検出用 PCA の開発が必要であり、その材料の候補として低温成長 III-V 族半導体混晶が挙げられ、盛んに研究されている。^{1)–8)} これまでにそ

れぞれ低温で成長させた InGaAs^{1)–4)} や GaAsSb⁵⁾、GaNaSb⁶⁾、GaAsBi^{7), 8)} などの混晶半導体に関する研究が行われているが、これらの混晶は禁制帯幅を 1.5 μm 帯に適合させたナローバンドギャップ半導体であるため、前述の 3 つの特性のうち特に高抵抗が得にくいという問題がある。そのため現時点では、ファイバレーザが利用可能な THz 波発生検出用 PCA に向けた決定的な低温成長 III-V 族半導体混晶は得られていない。著者らの研究グループをはじめ他のグループでもこれまでに低温成長 InGaAs を利用した PCA で THz 波の発生検出に成功しているが、この低温成長 InGaAs の最適成長条件や基礎特性は不明な点が多い。低温成長 GaAs の高抵抗が低温成長中に GaAs 結晶内に取り込まれる過剰 As による欠陥とアニール後に形成される As 凝集体に由来する⁹⁾ ことから、低温成長 InGaAs においても過剰 As の取り込みや As 凝集体の形成について、X 線回折 (X-ray diffraction: XRD) 法や断面透過電子顕微鏡 (Transmission electron microscopy: TEM) を用いた測定および観察が行われてきた。^{10)–12)} また、これらの As に関する欠陥が形成する準位について調べら

† 原稿受理 平成 27 年 2 月 16 日 Received Feb. 16, 2015 ©2015 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 広島大学 大学院先端物質科学研究科 〒739-8530 東広島市鏡山
Graduate School of Advanced Sciences of Matter, Hiroshima University, Kagamiyama, Higashihiroshima 739-8530.

** 広島大学 大学院先端物質科学研究科 〒739-8530 東広島市鏡山
Graduate School of Advanced Sciences of Matter, Hiroshima University, Kagamiyama, Higashihiroshima 739-8530.

れている。¹²⁾ しかし、低温成長 InGaAs 内の In 原子に関しては、本混晶の基礎特性に影響を及ぼすと考えられるにもかかわらず報告例がほとんどない。

そこで本研究では、InP 基板上の低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ に着目し、特に混晶半導体の特性の基本となる結晶構造に焦点を当てた。XRD 法、ラザフォード後方散乱法 (Rutherford backscattering spectrometry: RBS)、X 線逆格子マッピング (Reciprocal space mapping: RSM) 測定を用い、低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 内の In 原子の格子位置を中心に、その結晶構造に関する新たな知見を得たので報告する。

2 実験方法

分子線エピタキシー (Molecular beam epitaxy: MBE) 法を用いて、厚さ $2.0\ \mu\text{m}$ の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ を InP(001) 基板上に直接成長した。成長温度は $200\ ^\circ\text{C}$ から $240\ ^\circ\text{C}$ の範囲とした。赤外放射温度計による基板温度の測定が困難なため、この成長温度は $500\ ^\circ\text{C}$ 付近での赤外放射温度計とセルに取り付けられた熱電対がそれぞれ示す温度の比率から算出した。また、本 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 層には $3.0 \times 10^{18}\ \text{cm}^{-3}$ の濃度の Be をドーピングした。成長した $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 層の In 組成 x は、電子線マイクロアナライザを用いて求めた。よって本論文内のこの In 組成 x は、結晶の状態に関わらず $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 層内に取り込まれている全ての In 原子を示している。成長後、この低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 試料を水素雰囲気中で 1 時間、 $400\ ^\circ\text{C}$ および $550\ ^\circ\text{C}$ でアニール処理した。アニール前後の低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 層の構造評価は、高分解能 XRD 装置 (対称反射: Rigaku ATX-E, RSM: ブルカー・エイエックスエス D8 DISCOVER) と RBS 装置 (日新ハイボルテージ製、 $2.0\ \text{MeV}$ の He イオンを入射) を用いて行った。

3 実験結果と考察

3.1 X 線回折

$200\ ^\circ\text{C}$ から $240\ ^\circ\text{C}$ で成長した $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の XRD パターンを測定したところ、成長温度 $220\ ^\circ\text{C}$ と $240\ ^\circ\text{C}$ の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ では、パターンはブロードではあるが回折ピークが確認できた。一方、成長温度 $200\ ^\circ\text{C}$ の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ からは明瞭な回折は得られなかった。 $200\ ^\circ\text{C}$ と $220\ ^\circ\text{C}$ という成長温度のわずかな差で $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の状態が急激に

Fig. 1 XRD patterns of low-temperature-grown (LTG) $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ grown at $200\ ^\circ\text{C}$. Inset shows ones of LTG $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ grown at $220\ ^\circ\text{C}$. In both figures, annealing at (i) $550\ ^\circ\text{C}$ and (ii) $400\ ^\circ\text{C}$, and (iii) as-grown.

変化することがわかり、成長温度 $200\ ^\circ\text{C}$ 以下の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ は単結晶ではなくなることを示す結果となった。Fig. 1 にアニール処理前後の低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の XRD パターンを示す。Fig. 1 は $200\ ^\circ\text{C}$ で成長した $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ の XRD パターンであり、挿入図は $220\ ^\circ\text{C}$ で成長した $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ の XRD パターン¹³⁾ である。Fig. 1 が示す通り、 $200\ ^\circ\text{C}$ で成長した $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ では、アニール前は明瞭な回折ピークが得られなかったが、アニール後に InP 基板の回折ピークの高角度側にわずかに回折ピークが確認できるようになった。このピークの由来については 3.2 節の RBS による評価の結果と併せて後述する。一方、Fig. 1 の挿入図に示す通り、 $220\ ^\circ\text{C}$ で成長した $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ では回折ピークがアニール温度の上昇に従って高角度側にシフトしている。このシフトは、 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層の格子定数がアニールによって小さくなったことを示している。尚、3.2 節で述べる RBS による評価から、アニール前後で $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層からの顕著な In 原子の脱離はないことを確認している。この XRD ピークのシフトは、InP 基板に格子整合した低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ についての報告と一致しており¹⁰⁾、 $220\ ^\circ\text{C}$ での成長時に $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層内に取り込まれた過剰 As がアニールによって As 凝集体へと変化したと推測される。この過剰 As から As 凝集体への変化については現在、透過電子顕微鏡を用いた観察を進めている。Fig. 1 は、 $200\ ^\circ\text{C}$ および $220\ ^\circ\text{C}$ いずれの温度で成長した $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ であっても、アニール処理をすることで、その結晶構造に変化が起きることを示している。

3.2 ラザフォード後方散乱

$220\ ^\circ\text{C}$ で成長した低温成長 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ のアニール前の RBS スペクトルを Fig. 2 に示す。¹³⁾ He イオンをランダムに入射した場合には Ga と As 、および In 各原子由来の信号がそれぞれ確認できる。一方、チャネリングを行った場合、 $[100]$ 方向に He イオンを入射した場合には、ランダムの場合との RBS 強度に大きな差がみられるが、 $[110]$ 方向に He イオンを入射した場合は、 $[100]$ 方向の入射時と比較して RBS 強度が大きい。これは、低温成長 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ の構成原子が一部格子間に位置していることを示している。Fig. 3 に低温成長 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ のアニール前後の In 原子に着目した RBS 角度スキャンの結果を示す。¹³⁾ Fig. 3(a)において、 $[100]$ 方向に He イオンを入射

Fig. 2 RBS spectra of low-temperature-grown $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ grown at $220\ ^\circ\text{C}$.

した場合、スキャン角度 0° の位置でディップがみられるが、Fig. 3 (b)において、 $[110]$ 方向に He イオンを入射した場合は、ディップを示す角度は 0° からずれている。これは低温成長 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層の結晶のひずみを反映していると考えられる。また、そのディップの深さは $[100]$ 入射の場合よりも浅いことから、In 原子は $[110]$ 方向に沿って比較的多く格子間に存在していると考えられる。

そこで、 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 結晶中で格子位置に存在している In 原子の割合 R を、次の 2 式を用いて算出した。^{14), 15)}

Fig. 3 RBS angular scans of In signals for as-grown and annealed low-temperature-grown $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ grown at 220°C , aligned toward $[100]$ ((a)) and $[110]$ ((b)).

$$\chi_{\min} = \frac{\text{Channeling yield}}{\text{Random yield}} \quad (1)$$

$$R = \frac{1 - \chi_{\min}(\text{In})}{1 - \chi_{\min}(\text{GaAs})} \quad (2)$$

ここで、本研究における低温成長 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ サンプルはその構造内に高品質な(In)GaAs層を有しておらず、GaとAs、In各原子のRBS信号の厳密な分離は困難であることから、式(2)中の $\chi_{\min}(\text{GaAs})$ は本試料のGaとAsのRBS信号ではなく、別に測定した、結晶成長に使用する高品質な半絶縁性GaAs(001)基板からのRBS信号を用いた。Rの算出の結果をTable 1に示す。¹³⁾ Table 1 から、 220°C で成長した $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層内のIn原子は取り込まれている全In原子の約40%が結晶内の格子間に位置しており、この格子間原子の割合はアニール処理を行っても大きく変化することはないことがわかる。

Table 1 Ratio of substitutional In atoms in the crystal of LTG $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$.

	$[100]$ (%)	$[110]$ (%)
As-grown	89.2	60.0
Anneal 400°C	91.3	58.8
Anneal 550°C	78.6	56.5

Fig.4(a)と(b)に、 200°C で成長し 550°C でアニールした後の $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ のRBSスペクトルとそのIn原子に着目したRBS角度スキャンをそれぞれ示す。Fig.4(a)において、Fig.2と同様にHeイオンをランダムに入射した場合にはGaとAs由来およびIn原子由来の信号がそれぞれ確認できている。本試料は、Fig. 1に示した通り、アニール後はXRDピークが僅かに確認できたが、Fig.4(b)に示す通りIn原子の角度スキャンにおいてディップはみられなかった。これは、Fig.1(b)のアニール後に生じたXRDピークが低温成長 $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ 層内の過剰Asがアニール後にAs凝集体に変化したことによるものであることを示唆している。 220°C で成長した $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ と同様、このAs凝集体への変化については、透過電子顕微鏡を用いた観察を現在進めているところである。

Fig 4 RBS spectra ((a)) and RBS angular scans of In signals of low-temperature-grown $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ grown at 200°C after annealing at 550°C .

Fig. 5 X-ray RSM measured around (115)InP for as-grown $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ sample grown at 220 °C.

3・3 X線逆格子マッピング

Table 1 に示した通り、220 °C で成長した $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ は単結晶構造を維持していながらも、含んでいる In 原子の約 40% が格子間に含まれている。また、200 °C で成長した $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ ではアニール後に XRD ピークが確認できてはいても、In 原子の RBS 角度スキャンではディップは確認できなかった。そこで、こうした低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の結晶構造に関する、より詳しい知見得るため、X 線 RSM 測定を行った。Fig. 5 はアニール前の 220 °C で成長した $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ の RSM である。 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層の RSM は InP 基板のものと比較して非常に大きな広がりをしており、 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層の結晶周期性の乱れ、つまり結晶欠陥の存在を示していると考えられる。また、InP 基板のピークと低温成長 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層のピークは q_x 軸において異なる値となっている。これは、低温成長 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層の基板に平行な方向の格子定数が InP 基板と異なっていることを示している。Fig. 5 から、低温成長 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層の基板の面内に平行な方向および基板の面内に垂直な方向の格子定数を算出したところ、それぞれ 5.82 Å、5.86 Å であった。これらの値は、InP 基板の格子定数 5.869 Å よりも小さい。また、これらの値から低温成長 $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ 層は単に格子緩和したのではなく、格子が僅かに圧縮ひずみを有していることがわかる。このひずみの状態はアニール処理を施しても変化することはなかった。また、200 °C で成長した $\text{In}_{0.44}\text{Ga}_{0.56}\text{As}$ 試料においても、同様の傾向がみられた。

低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 層がこのような InP 基板の格子定数と少しずれ、ひずみを有した状態である理由は現時点では不明である。何らかの周期的な欠陥構造が生じている可能性があると考え、これについても透過電子顕微鏡を用いた観察を現在進めている。

4 結 言

MBE 法で 200 °C から 240 °C の範囲で InP 基板上に低温成長した $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の結晶構造を XRD 法、RBS、X 線 RSM を用いて評価した。成長温度 200 °C と 220 °C の間で $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の状態が急激に変化し、成長温度 200 °C 以下の $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ は単結晶ではなくなることを示す結果となった。また、550 °C までのアニール処理を行うことで低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ の構造に変化が起きることが明らかになった。この変化の詳細は現在調べている最中だが、低温成長によって $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 層内に取り込まれた過剰 As が As 凝集体になったものと推測される。220 °C で成長した $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ においては、単結晶構造は維持しているものの、結晶内に取り込まれている In 原子の約 40% が格子間に位置していることが明らかになった。この格子間の In 原子の割合はアニール処理をしても大きく変化することはない。また、低温成長 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ は InP 基板の面内に平行な方向の格子定数と少しずつ基板の上に成長しており、ひずみを有していることがわかった。結晶格子がこのような状態になっている理由は現時点では不明であるが、秩序構造のような何らかの周期的な欠陥が低温成長によって結晶内に形成されている可能性がある。

低温成長 GaAs 系 III-V 族半導体混晶の THz 波発生検出用 PCA への応用に関して、従来は As 凝集体の形成について比較的着目されてきた。しかし本研究結果は、今後は Ga と As 以外の混晶を構成している原子(今回の場合 In 原子)の状態も考慮していく必要があることを示す結果であると言える。

本研究の一部は、科学研究費補助金 (若手研究(B)、研究課題番号: 26820114) および矢崎科学技術振興記念財団 奨励研究助成によって実施することができた。また、X 線 RSM 測定ではブルカー・エイエックスエス(株)の森岡仁博士にご協力いただいた。本研究は文部科学省ナノテクノロジープラットフォーム事業の支援を受けた。本支援に際し、XRD および RBS 両測定では広島大学ナノデバイス・バイオ融合科学研究所の佐藤旦氏、西山文隆氏、黒木伸一郎准教授にご協力いただいた。関係各位に深く感謝申し上げる。

参 考 文 献

- 1) A. Takazato, M. Kamakura, T. Matsui, J. Kitagawa, and Y. Kadoya, "Detection of terahertz waves using low-temperature-grown InGaAs with 1.56 μm pulse excitation", Applied Physics Letters, Vol.90, Issue 10, pp.101119-1-101119-3 (2007).
- 2) A. Takazato, M. Kamakura, T. Matsui, J. Kitagawa, and Y. Kadoya, "Terahertz wave emission and detection using photoconductive antennas made on low-temperature-grown InGaAs with 1.56 μm pulse excitation", Applied Physics Letters Vol.91, Issue 1, pp.011102-1-011102-3 (2007).
- 3) H. Roehle, R. J. B. Dietz, H. J. Hensel, J. Böttcher, H. Künzel, D. Stanze, M. Schell, and B. Sartorius, "Next

- generation 1.5 μm terahertz antennas: mesa-structuring of InGaAs/InAlAs photoconductive layers”, *Optics Express* Vol.18, Issue 3, pp.2296-2301 (2010).
- 4) R. J. B. Dietz, B. Globisch, H. Roehle, D. Stanze, T. Göbel, and M. Schell, “Influence and adjustment of carrier lifetimes in InGaAs/InAlAs photoconductive pulsed terahertz detectors: 6 THz bandwidth and 90dB dynamic range”, *Optics Express* Vol.22, Issue 16, pp.19411-19422 (2014).
 - 5) J. Sigmund, C. Sydlo, H. L. Hartnagel, N. Benker, H. Fuess, F. Rutz, T. Kleine-Ostmann, and M. Koch, “Structure investigation of low-temperature-grown GaAsSb, a material for photoconductive terahertz antennas”, *Applied Physics Letters* Vol.87, Issue 25, pp.252103-1-252103-3 (2005).
 - 6) K. H. Tan, S. F. Yoon, S. Wicaksono, W. K. Loke, D. S. Li, N. Saadsaoud, C. Tripon-Canseliet, J. F. Lampin, D. Decoster, and J. Chazelas, “Low temperature grown GaNAsSb: A promising material for photoconductive switch application”, *Applied Physics Letters* Vol.103, pp.111113-1-111113-4 (2013).
 - 7) A. Arlauskas, P. Svidovsky, K. Bertulis, R. Adomavičius, and A. Krotkus, “GaAsBi Photoconductive Terahertz Detector Sensitivity at Long Excitation Wavelengths”, *Applied Physics Express*, Vol.5, No.2, pp.022601-1-022601-3 (2012).
 - 8) B. Heshmat, M. Masnadi-Shirazi, R. B. Lewis, J. Zhang, T. Tiedje, R. Gordon, and T. E. Darcie, “Enhanced Terahertz Bandwidth and Power from GaAsBi-based Sources”, *Advanced Optical Materials* Vol.1, Issue 10, pp.714-719 (2013).
 - 9) I. S. Gregory, C. M. Tey, A. G. Cullis, M. J. Evans, H. E. Beere, and I. Farrer, “Two-trap model for carrier lifetime and resistivity behavior in partially annealed GaAs grown at low temperature”, *Physical Review B*, Vol.73, Issue 19, 195201-1-195201-8 (2006).
 - 10) R. A. Metzger, A. S. Brown, L. G. McCray, and J. A. Henige, “Structural and electrical properties of low temperature GaInAs”, *Journal of Vacuum Science & Technology B*, Vol.11, Issue 3, pp.798-801 (1993).
 - 11) J. P. Ibbetson, J. S. Speck, A. C. Gossard, and U. K. Mishra, “Observation of arsenic precipitates in GaInAs grown at low temperature on InP”, *Applied Physics Letters*, Vol.62, Issue 18, pp.2209-2211 (1993).
 - 12) B. Grandidier, H. Chen, R. M. Feenstra, D. T. McInturff, P. W. Juodawlkis, and S. E. Ralph, “Scanning tunneling microscopy and spectroscopy of arsenic antisites in low temperature grown InGaAs”, *Applied Physics Letters*, Vol.74, Issue 10, pp.1439-1441 (1999).
 - 13) Y. Tominaga, Y. Tomiyasu, and Y. Kadoya, “Crystal structure of low-temperature-grown $\text{In}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{As}$ on an InP substrate”, *Journal of Crystal Growth* (2015), *in press*, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2015.02.077i>.
 - 14) L.C. Feldman, J.M. Mayer, and S.T. Picraux, “Materials Analysis by Ion Channeling”, Chap. 2 (1982) Academic, New York.
 - 15) T. Nebiki, T. Narusawa, A. Kumagai, T. Saito, and S. Takagishi, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 249 (2006) 501.