



日本原子力研究開発機構機関リポジトリ
Japan Atomic Energy Agency Institutional Repository

Title	その場放射光 X 線回折による III-V エピ成長のひずみ解析
Author(s)	佐々木 拓生, 高橋 正光
Citation	日本結晶成長学会誌, 42(3), p. 210-217
Text Version	出版社版
URL	https://jopss.jaea.go.jp/search/servlet/search?5054567
DOI,NAID	https://doi.org/10.19009/jjacg.42.3_210 https://ci.nii.ac.jp/naid/110010006393
Right	日本結晶成長学会 本文データは学協会の許諾に基づき CiNii から複製したものである



総合報告

その場放射光 X 線回折による III-V エピ成長のひずみ解析

佐々木拓生^{1*}・高橋正光¹**Strain Analysis of III-V Epitaxial Growth by *in Situ* Synchrotron X-ray Diffraction**Takuo Sasaki^{1*} and Masamitu Takahashi¹

Dislocation-mediated strain relaxation during lattice-mismatched InGaAs/GaAs(001) heteroepitaxy was studied through *in situ* x-ray reciprocal space mapping (*in situ* RSM). At the synchrotron facility SPring-8, a hybrid system of molecular beam epitaxy and x-ray diffractometry with a two-dimensional detector enabled us to perform *in situ* RSM at high-speed and high-resolution. Using this experimental setup, the strain relaxation processes were classified into four thickness ranges with different dislocation behavior. In order to discuss this observation quantitatively, a strain relaxation model was proposed based on the Dodson-Tsao's kinetic model, and its validity was demonstrated by good agreement with the experimental residual strain. In addition to the single InGaAs layer, strain relaxation processes in multi-layer structures are discussed.

1. はじめに

III-V 族化合物半導体は、ヘテロ構造によって電子や正孔を制御できるメリットを持ち、各種光・電子デバイス材料として実用化されている。さらに、バンドギャップエネルギーの異なる III-V 族化合物半導体を積層させることにより、多接合太陽電池への応用が期待されている。¹⁻⁴しかし、ヘテロ構造における材料選択の自由度は格子定数によって制限されるため、必ずしも自由なバンドギャップエンジニアリングができるわけではない。格子定数に捕らわれない結晶の利用、すなわち格子不整合系半導体材料の成長と応用が実現できれば、デバイス設計の幅は格段に広がる。そのためには、格子不整合に起因した転位の生成・運動とそれに伴うひずみ緩和過程を理解することは極めて重要であり、これにより転位密度の低減技術の開発に繋がることが期待できる。

これまでの III-V エピ成長のひずみ緩和過程に関する研究は主に X 線回折(XRD)が用いられてきた⁵⁻⁶。しかし、従来は結晶成長した後に室温で評価するいわゆる *ex situ* 測定であり、熱膨張係数差による熱ひずみの影響や試料間の再現性が問題となってきた。一方、その場測定は、反射高速電子線回折(RHEED)やウエハ曲率測定といった

モニタリング手法が実用化されている。これらの手法は、残留ひずみ量の推定はできるものの、緩和過程を議論するうえで重要な転位を反映する結晶性の情報を得ることはできない⁷⁻⁹。ひずみ緩和は転位の生成や運動、さらに転位間の複雑な相互作用を伴っているため、残留ひずみ量と結晶性の情報を同時に観測し、それらの相関を比較することが必要である。

本稿では、III-V エピ成長におけるひずみ緩和過程を解明するために確立したその場 X 線逆格子マッピング(*in situ* Reciprocal Space Mapping: *in situ* RSM)を用いて、InGaAs/GaAs(001)に適用した結果を報告する。同その場測定により、InGaAs の残留ひずみ量と転位密度を反映する結晶性の情報を同時に観測し、それらの相関からひずみ緩和過程における支配的な転位挙動を明らかにした¹⁰⁻¹³。さらに、多接合太陽電池のバッファ層としても利用される InGaAs 多層構造のひずみ緩和過程^{14,15}についても検討した結果を報告する。

2. 実験**2.1 MBE-XRD システム**

大型放射光施設 SPring-8 の原子力機構専用ビームライ

¹ 国立研究開発法人 日本原子力研究開発機構 量子ビーム応用研究センター 〒679-5148 兵庫県佐用郡佐用町光都 1-1-1

¹ Quantum Beam Science Center, Japan Atomic Energy Agency, 1-1-1 Koto, Sayo, Hyogo 679-5148, Japan

* Corresponding author (E-mail: sasaki.takuo@jaea.go.jp)

BL11XU には、X線回折ステージの上に MBE (Molecular Beam Epitaxy)を搭載した MBE-XRD システムを有している¹⁶⁾。高輝度の放射光に加え、X線検出器として二次元 CCD (Charge-Coupled Device) またはピクセルアレイ型検出器 (PILATUS) を利用することで、高速の X 線測定が可能である (Fig. 1 (a))。実験に使用した基板は GaAs(001) $\pm 0.1^\circ$ である。自然酸化膜を除去した後、基板温度 580°C で GaAs バッファ層を成長した。In_xGa_{1-x}As の成長温度は 470°C、成長速度 0.2ML/sec である。

2.2 その場 X 線逆格子マッピング

実験に使用した X 線のエネルギーは 15 keV、スポットサイズは $0.5 \times 0.5 \text{ mm}^2$ である。Fig. 1 (b) に逆格子空間 H-L 座標における対称 004 反射を図示する。InGaAs を成長しながら、試料に対する入射角と出射角を 104 秒かけて調整することで、GaAs-004 反射まわりの逆格子空間マップを得た (3.1 節参照)。測定時間の 104 秒は InGaAs の成長速度から見積もると約 5 nm の膜厚に対応する。そのほか、ひずみ緩和の面内異方性を明らかにするために、非対称 022 反射の三次元 RSM 測定も行った (3.3 節参照)。

3. 単層 InGaAs/GaAs の評価

3.1 二次元 RSM

単層 In_{0.12}Ga_{0.88}As のひずみ緩和過程を検討するため、対称 004 反射のその場 X 線逆格子マッピングを行った。Fig. 2 は InGaAs の膜厚が 40 から 469 nm までの二次元 RSM である。InGaAs の 004 回折ピークの位置と形状が膜厚の増加に伴って変化している事が分かる。膜厚が増加すると InGaAs 回折ピークの位置が GaAs のそれに近づく。これは InGaAs の残留ひずみが減少することに対応する。一方、回折ピークの形状は面内 (H) 方向に沿って次第に広がり、転位密度の増加による結晶性の低下が示

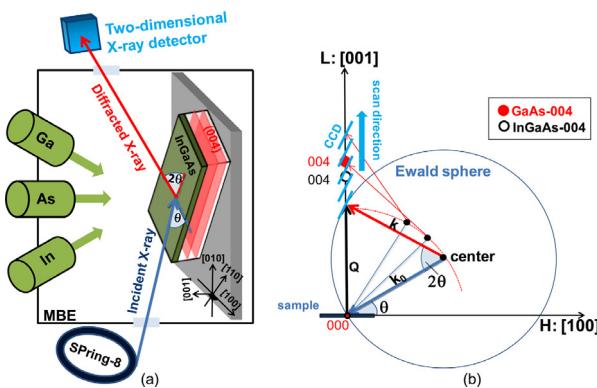


Fig. 1 (a) Experimental setup of in situ RSM during InGaAs/GaAs(001) growth. (b) Schematic illustration of the 004 reflection in the HL reciprocal space.

唆される。Fig. 3 に示すように、InGaAs の残留ひずみ量と面内 (FWHM_{\parallel}) および面内垂直 (FWHM_{\perp}) の半値幅をもとに、ひずみ緩和過程を検討した。その結果、素過程の異なる 4 つ (I~IV) の膜厚領域に分類でき、各領域におけ

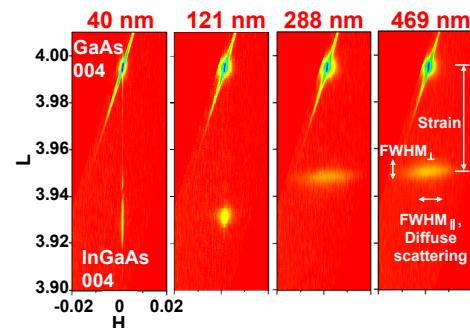


Fig. 2 Typical 004 reciprocal space maps for In_{0.12}Ga_{0.88}As thicknesses from 40 to 469 nm grown on GaAs(001).

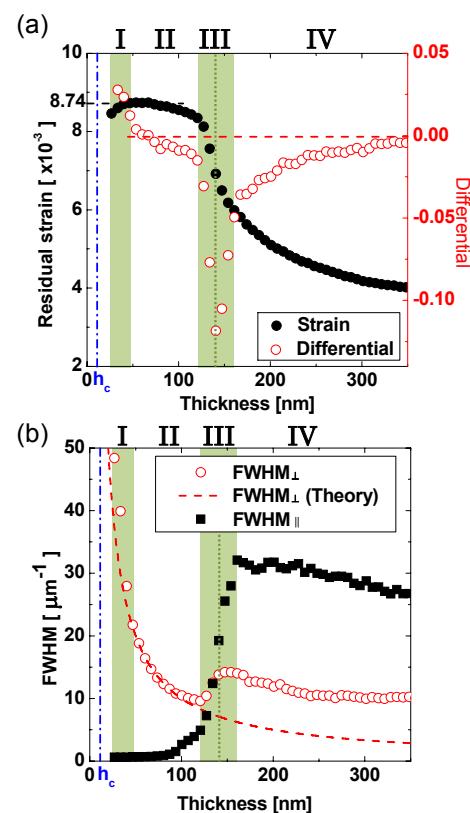


Fig. 3 Evolution of residual strain (a), and FWHM_{\perp} and FWHM_{\parallel} (b) as a function of layer thickness. Differential residual strain is also plotted to clarify the change in the residual strain. The thickness at which the differential and FWHM_{\perp} have a maximum is indicated by the dotted lines.

る支配的な転位挙動を推測することができた。成長初期のひずみ緩和が観測されない領域(I)では In 原子の表面偏析の影響が顕著であることが示唆された。ひずみ緩和が観測され始める領域(II)では、転位核生成やすべり運動が支配的であり、さらに膜厚が増加すると急激なひずみ緩和が起き、転位の増殖過程が支配的である可能性が示唆された(III)。そして、150 nm 以上の厚膜領域(IV)では FWHM の減少から転位の対消滅過程が支配的であることを示唆した^{10, 12)}。

3.2 ひずみ緩和モデル

Fig. 4 はその場測定で得られた残留ひずみの膜厚変化と、従来のひずみ緩和モデルの比較である。Dodson-Tsao によって提唱されたカイネティックモデルは成長初期の膜厚領域では実験結果を再現するものの、厚膜領域では誤差が大きいことが分かる。カイネティックモデルは熱活性な転位運動を考慮したひずみ緩和モデルで、転位速度 V によるひずみ緩和 γ はそれぞれ(1), (2)式で表される¹⁷⁾。

$$V = V_0 \tau_{\text{eff}} \exp\left(-\frac{U}{kT}\right) \quad (1)$$

$$\frac{d\gamma}{dt} = b K \tau_{\text{eff}} V \gamma = C \tau_{\text{eff}}^2 (\gamma + \gamma_0) \quad (2)$$

V_0 は定数、 U は活性化エネルギー、 k はボルツマン係数、 τ_{eff} は有効応力、 b はバーガースベクトルの大きさ、 K は転位の増殖過程のしやすさを表す反応速度係数である。カイネティックモデルでは、転位の増殖過程を反映する係数 C と転位の初期密度を反映する係数 γ_0 を用いることで、ひずみ緩和と転位運動を関連付けることができる。

3.1 節で述べたように、我々は支配的な転位挙動が核発生・すべり運動(II), 増殖過程(III), 対消滅過程(IV)のように膜厚の増加と共に変遷することを見出した。そこで、(2)式を各領域の転位挙動を反映した(3)–(5)式に拡張した。

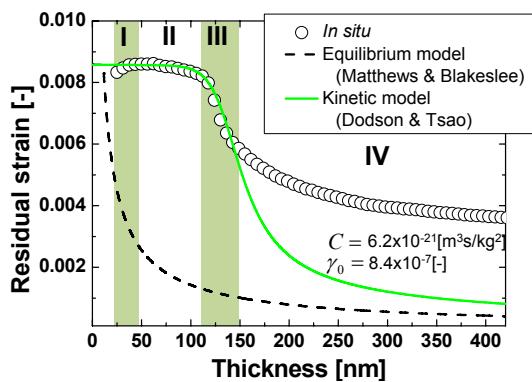


Fig. 4 Comparison between experimental residual strains and theoretical strains predicted by conventional models.

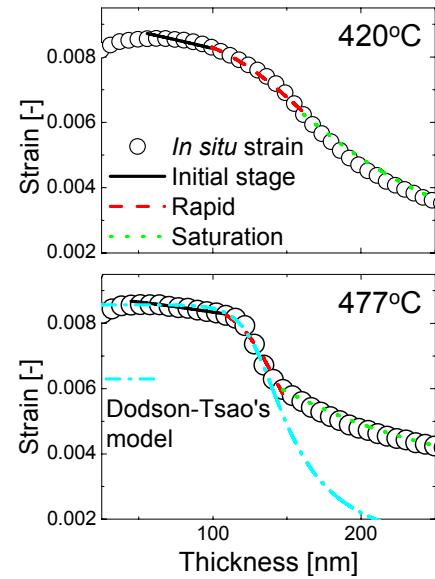


Fig. 5 Comparison between experimental residual strains and calculated values obtained from the modified model at each growth temperature.

張した。 K_0 , K_1 , K_2 はそれぞれ転位核発生・すべり運動、転位増殖、転位対消滅のしやすさを表す反応速度係数である。その結果、**Fig. 5** に示すように従来のモデルよりも実験結果をよく再現でき、さらに各転位挙動の反応速度係数と成長温度の相関を得た(**Fig. 6**)。各転位挙動のなかでも特に、領域 II における転位核発生・すべり運動 K_0 と領域 IV における転位増殖 $K_1(\text{sat.})$ が成長温度に依存することが分かった¹³⁾。

【領域 II : 転位核形成】

$$\frac{d\gamma}{dt} = b K_0 \tau_{\text{eff}} V \quad (3)$$

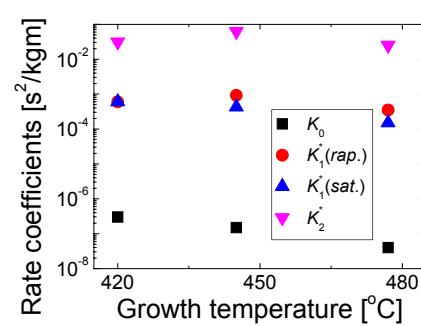


Fig. 6 Kinetic rate coefficients, K_0 , $K_1(\text{rap.})$, $K_1(\text{sat.})$ and K_2 as a function of the growth temperature.

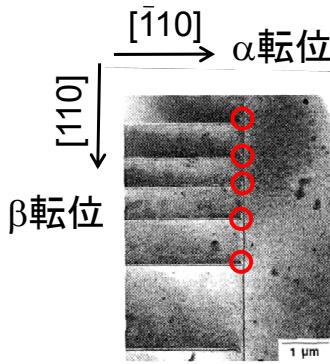


Fig. 7 In-plane anisotropic distribution of misfit dislocations in InGaAs/GaAs(001).

100nm 程度の膜厚から [110] と [-110] に面内異方性が発現し、160 nm 付近で最大となることが分かった。さらに膜厚が増加すると、異方性は次第に失われ、400 nm を超えるとほとんど面内等方となることがわかった。Fig. 10 (b) はそれぞれの面内方向における回折ピークの半値幅である。半値幅は転位密度を反映する結晶性の指標とする。成長初期の 150 nm 付近までは、[110] の結晶性に不規則性が現れる。これは [110] と直交する [-110] に平行なミスフィット転位によるものと考えられる。ひずみ緩和も先に [110] で観測されたため結晶性の変化と対応する。しかし、160 nm 以上になると、ひずみ緩和は依然、[110] の方が大きいにもかかわらず、半値幅は [110] よりも [-110] の方が大きくなつた。既に結晶中に導入されている [-110] に平行なミスフィット転位が、[110] にすべろうとす

【領域 III : 転位増殖】

$$\frac{d\gamma}{dt} = b \left(K_0 \tau_{\text{eff}} V + K_1(\text{rap.}) \tau_{\text{eff}} V b^{-1} \gamma \right) \quad (4)$$

【領域 IV : 転位対消滅】

$$\frac{d\gamma}{dt} = b \left(K_0 \tau_{\text{eff}} V + K_1(\text{sat.}) \tau_{\text{eff}} V b^{-1} \gamma - K_2 \tau_{\text{eff}} V b^{-2} \gamma^2 \right) \quad (5)$$

3.3 三次元 RSM

III-V ヘテロエピ界面に発生するミスフィット転位は、転位核が III 族原子か V 族原子かによって化学的特性が異なり、しばしば転位密度の面内異方性が観測される (Fig. 7)¹⁸。

このことから III-V ヘテロエピ成長中の転位挙動は、3.1 節で予想された転位核形成、転位増殖、対消滅だけでなく、直交する転位同士の相互作用も示唆される。この相互作用をその場観測するためには、三次元 RSM を測定し、[110] と [-110] それぞれの残留ひずみ量を見積もる必要がある。我々は Fig. 8(a) に示すように 022 逆格子点まわりのその場 X 線逆格子マッピングを行った。022 逆格子点は三次元逆格子空間において [110] と [-110] の成分を有しているため、022 回折ピークの位置を測定することで、[110] と [-110] の残留ひずみ量をそれぞれ見積もることができる。022 反射は検出器の位置を固定し、L 軸周りに試料を回転させることで測定した (Fig. 8(b))。

Fig. 9 は InGaAs 成長中の三次元 RSM と [110] と [-110] に投影した二次元 RSM である¹¹。145 nm では、InGaAs の 022 回折ピークの面内方向が GaAs に対して、[110] 方向にずれている。さらに 305 nm まで膜厚が増加すると、InGaAs の 022 回折ピークは [110] だけでなく、[-110] においても GaAs に対してずれていることが分かる。つまり、ひずみ緩和はまず、[110] ではじまり、膜厚がある程度増加すると [-110] でも起きることが予想される。

Fig. 10 (a) は回折ピークの位置から求めた InGaAs 成長中の各方向の逆格子の変化である。今回の実験条件では、

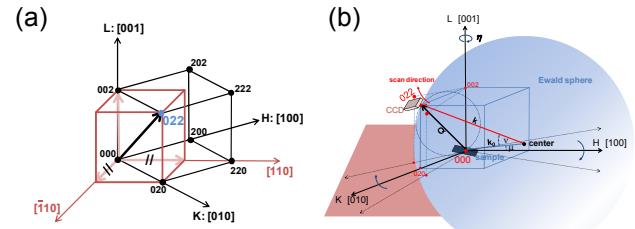


Fig. 8 022 reciprocal lattice point (a) and 022 diffraction (b) in HKL-3D coordinate system.

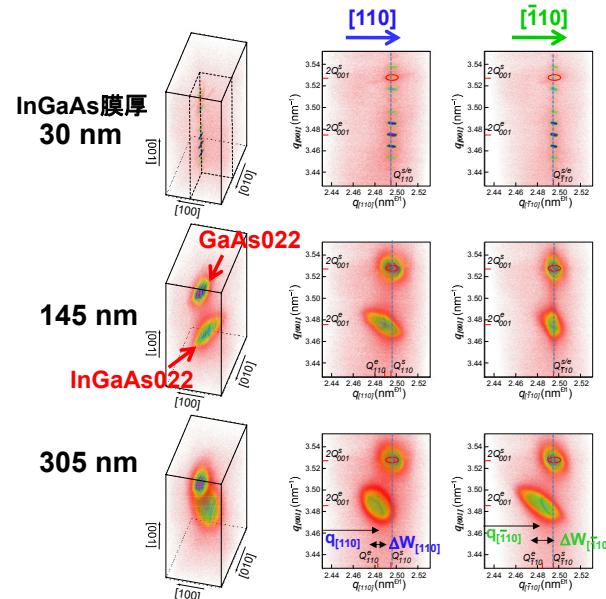


Fig. 9 Typical 022 reciprocal space maps for 3D and projected 2D during $\text{In}_{0.12}\text{Ga}_{0.88}\text{As}$ growth on GaAs(001).

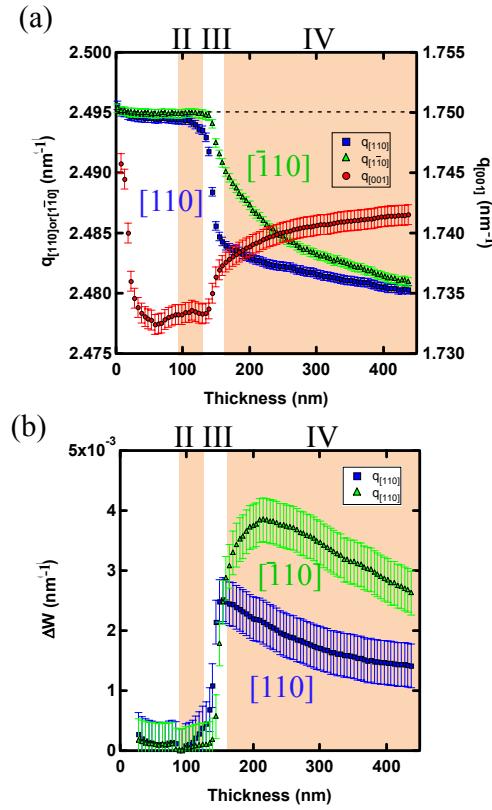


Fig. 10 Evolution of reciprocal lattices along $[110]$, $[-110]$ and $[001]$ directions (a) and FWHM of 022 diffraction peaks along $[110]$, $[-110]$ directions (b).

る転位の運動を阻害し（転位ブロッキング過程），結晶中に残留したと考えられる。したがって， $[-110]$ の結晶性が低下し，結果的に半値幅が大きくなつたと考えられる。また，二次元 RSM と同様に，支配的な転位挙動の異なる膜厚領域に分類したところ（膜厚領域 II～IV），転位増殖過程が支配的な領域（III）において，ひずみ緩和の面内異方性が促進されることが分かった。このことから，転位の増殖過程とブロッキング過程は互いに相関がある可能性が示唆された。

4. 多層 InGaAs/GaAs の評価

4.1 二層構造

多接合太陽電池で用いられるバッファ層はインジウム組成がステップ状に増加する傾斜組成層である。バッファ層内で転位運動を制御し，効果的に転位密度の低減を図るために，傾斜組成層におけるひずみ緩和過程を理解することは極めて重要である。我々はまずは，二層構造 $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}/\text{In}_{0.11}\text{Ga}_{0.89}\text{As}$ のひずみ緩和過程を検討するため，Fig. 11 (a) に示すように対称 004 反射の三次元 RSM を測定した。Fig. 9 の非対称反射の場合と異なり，

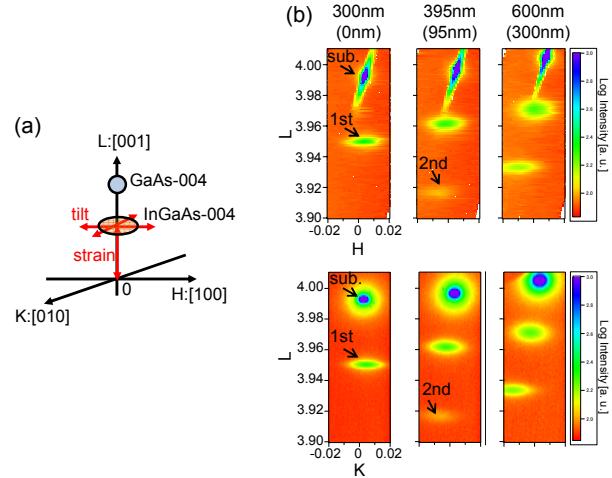


Fig. 11 (a) Measured 004 reciprocal points in 3D reciprocal space. (b) Typical H-L and K-L reciprocal space maps at different InGaAs total thicknesses.

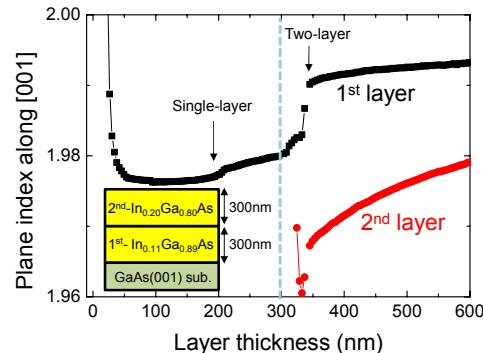


Fig. 12 Evolution of diffraction peak positions along [001] (index L) associated with the residual strain for the 1st and 2nd layers as a function of total InGaAs thickness. The arrows indicate the thicknesses at which large strain relaxations were observed.

対称反射で三次元 RSM を測定することで，InGaAs の残留ひずみ量だけでなく，格子面傾斜（チルト）の情報も同時に得ることができる。さらに RSM の測定は，二層目を成長中に下地である一層目のひずみ変化も同時に観測することができる (Fig. 11 (b))。この評価は RHEED やウェハ曲率測定では難しく，その場 X 線逆格子マッピングの特徴の一つともいえる。

Fig. 12 は全 InGaAs 膜厚に対する一層目と二層目の面内垂直方向 (L) の回折ピーク位置で，ひずみの緩和量を示している¹⁵⁾。一層目を成長中は 200 nm 付近から，転位

増殖過程による急激なひずみ緩和が観測されるが、300 nm 成長しても緩和率は 56 %程度であった。この下地の上に二層目を成長すると、わずか 44 nm で再び急激なひずみ緩和が観測された。さらに、このひずみ緩和により、一層目の緩和率は 94 %まで劇的に上昇し、その後 300

nm まで成長してもほとんど変化しなかった。つまり、下地層のひずみを緩和させるためには、300 nm の厚膜は必要なく、急激なひずみ緩和が起きる 44 nm で十分であることが分かった。この事実は傾斜組成バッファ層の構造設計において有用な情報であると考えている。

二層構造において得られたもう一つの知見は、格子面傾斜の誘発である。**Fig. 13(a)** は一層目の回折ピーク位置で、面内方向 (HK 座標) に投影すると、一層目の格子面傾斜の大きさと方向が分かる (**Fig. 13(b)**)。一層目を成長している時の格子面傾斜はほとんど無視できるほど小さいが、二層目を成長することで格子面が [110] 方向に著しく傾斜することが分かった。さらに、それが起きる InGaAs の膜厚は急激なひずみ緩和が起きた 44 nm と一致することも分かった。現状では、ひずみ緩和と格子面傾斜（大きさ、傾斜方向）の相関について不明な点が多いが、多層構造のひずみ緩和過程を包括的に理解するためにも今後解明していく必要があると考えている。

4.2 傾斜組成バッファ構造

格子不整合系太陽電池の転位密度の低減 (10^5 cm^{-2} 以下) は未だ大きな課題であり、これまで様々な構造のバッファ層が提案してきた^{19,20}。その中の一つとして、オーバーシューティング (OS) 層と呼ばれる高 In 組成の

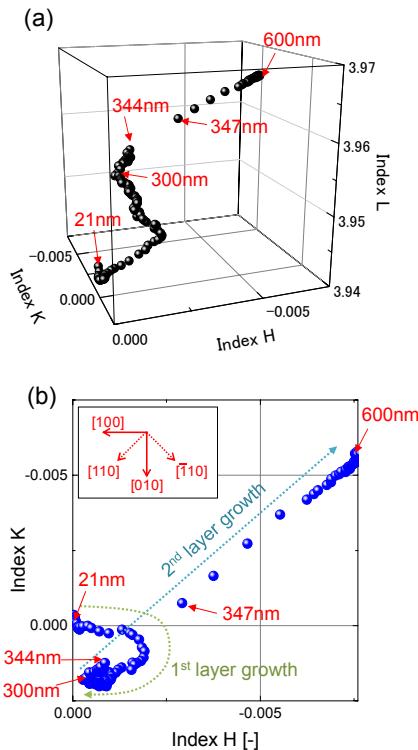


Fig. 13 Evolution of the diffraction peak positions of the 1st layer in H-K-L 3D reciprocal space (a) and in the projected H-K plane (b) during growth of the 1st and 2nd InGaAs layers. The peak positions shown in (b) are associated with the direction and the magnitude of lattice tilting.

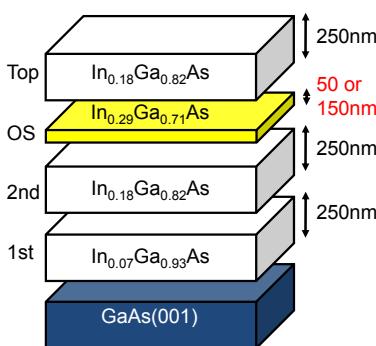


Fig. 14 Sample structure of compositionally step-graded InGaAs buffer with the OS layer.

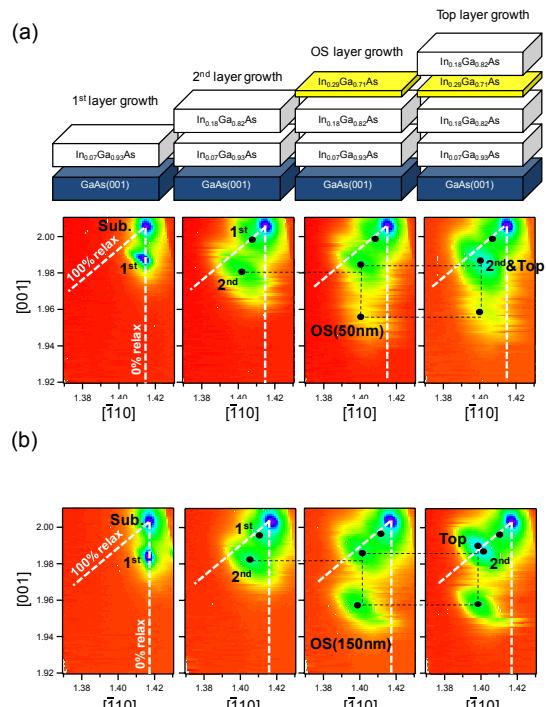


Fig. 15 Typical images of *in situ* RSM for OS layer thickness of 50nm (a) and for 150nm (b) when each layer growth is completed. Peak positions of 022 diffractions are marked by black points. Two white dashed lines indicate the position of the 0% and 100% relaxation.

$In_xGa_{1-x}As$ 層を変則的に挿入することが有効であるとされてきた¹⁾。しかし、OS 層の挿入によるひずみ緩和効果や太陽電池層に与える影響は不明である。そこで我々はその場 X 線逆格子マッピングを用いることで、OS 層のひずみ緩和の様子をリアルタイム観測し、太陽電池層に与える影響を検討した。

試料構造は Fig. 14 に示すように、InGaAs 傾斜組成の途中に In 組成 29 % の OS 層を挿入した。OS 層が太陽電池層を想定した最表面層のひずみ緩和に与える影響を検討するため、OS 層の膜厚(50, 150 nm)を変化させた¹⁴⁾。

Fig. 15(a)は OS の膜厚が 50 nm において、各 InGaAs 層の成長が終了した時点の逆格子マッピングである。黒点は回折ピークの位置を示す。前節 4.1 で触れたように、二層目の成長が一層目のひずみ緩和を促進していることが分かる。OS 層の成長中は、二層目のひずみ緩和を促進し続けるが、OS 層自体は二層目に対してほぼひずんでいることが分かった。これは OS 層の膜厚が 50 nm と薄いためと考えられる。さらに太陽電池層を想定した最表面層は OS 層に対して、完全にひずんで(圧縮ひずみ)成長することが分かった。Fig. 15(b)は OS の膜厚が 150 nm の試料における逆格子マッピングである。一層目と二層目の成長は同図(a)と同じである。OS 層の成長中は、二層目のひずみ緩和を促進し続けるが、OS 層自体も二層目に対して部分的に緩和することが分かった。これは OS 層の膜厚が 150 nm と厚いためと考えられ、50 nm の場合と大きく異なる点である。さらに、最表面層は 50 nm の場合と同様に OS 層に対して完全にひずんで成長することから、結果的に最表面層は引張ひずみを受けていることが分かった。つまり、OS 層の膜厚を変化させることで、最表面層のひずみを圧縮から引張まで制御できることが明らかになった。

5. おわりに

本稿では、III-V エピ成長のひずみ解析のために確立したその場 X 線逆格子マッピング(*in situ* RSM)を InGaAs/GaAs(001)に適用した結果を報告した。同その場測定は従来の RHEED やウェハ曲率測定といったモニタリング手法と比べ、結晶性の情報も得られるという利点があり、転位によるひずみ緩和過程を解明するためには極めて有用なその場測定技術といえる。また、最近は原子層レベルの膜厚分解能においても、逆格子マップ測定を実現しており、上記モニタリング手法と遜色のない高速化を達成している。今後は、窒化物半導体など高い格子不整合度を有する材料系にも同その場測定を適用し、数原子層におけるひずみ緩和過程など成長初期の様々な謎の解明に繋げていきたいと考えている。

謝 辞

本稿で紹介した InGaAs のひずみ緩和過程の研究は、豊田工業大学の山口真史特任教授、大下祥雄教授、宮崎

大学の鈴木秀俊准教授と共同で実施したものです。関係各位の皆様に感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) W. Guter, J. Schone, S.P. Philipps, M. Steiner, G. Siefer, A. Wekkeli, E. Welser, E. Oliva, A.W. Bett, and F. Dimroth: Appl. Phys. Lett., **94** (2009) 223504-1
- 2) T. Takamoto, K. Sasaki, T. Agui, H. Juso, A. Yoshida, and K. Nakaido: Sharp Tech. J., **100** (2010) 28
- 3) R.M. France, J.F. Geisz, M.A. Steiner, B. To, M.J. Romero, W.J. Olavarria, and R.R. King: J. Appl. Phys., **111** (2012) 103528
- 4) R.M. France, J.F. Geisz, I. Garcia, M.A. Steiner, W.E. McMahon, D.J. Friedman, T.E. Moriarty, C. Osterwald, J.S. Ward, A. Duda, M. Young, and W.J. Olavarria: IEEE J. Photovoltaics, **5** (2015) 432
- 5) V. Krishnamoorthy, Y. W. Lin, L. Calhoun, H. L. Liu, and R. M. Park: Appl. Phys. Lett., **61** (1992) 2680
- 6) P. Maigne and J. M. Baribeau: J. Appl. Phys., **76** (1994) 1962
- 7) C. W. Snyder, B. G. Orr, D. Kessler, and L. M. Sander: Phys. Rev. Lett., **66** (1991) 3032
- 8) R. Beresford, J. Yin, K. Tetz, and E. Chason: J. Vac. Sci. Technol., B **18** (2000) 1431
- 9) C. Lynch, E. Chason, and R. Beresford: J. Appl. Phys., **100** (2006) 013525
- 10) T. Sasaki, H. Suzuki, A. Sai, J.-H. Lee, M. Takahashi, S. Fujikawa, K. Arafune, I. Kamiya, Y. Ohshita, and M. Yamaguchi: Appl. Phys. Express, **2** (2009) 085501
- 11) H. Suzuki, T. Sasaki, A. Sai, Y. Ohshita, I. Kamiya, M. Yamaguchi, M. Takahashi, and S. Fujikawa: Appl. Phys. Lett., **97** (2010) 041906
- 12) T. Sasaki, H. Suzuki, M. Takahashi, Y. Ohshita, I. Kamiya, and M. Yamaguchi: J. Appl. Phys., **110** (2011) 113502
- 13) T. Sasaki, H. Suzuki, A. Sai, M. Takahashi, S. Fujikawa, I. Kamiya, Y. Ohshita, and M. Yamaguchi: J. Cryst. Growth, **323** (2011) 13
- 14) T. Sasaki, H. Suzuki, M. Inagaki, K. Ikeda, K. Shimomura, M. Takahashi, M. Kozu, W. Hu, I. Kamiya, Y. Ohshita, and M. Yamaguchi: IEEE J. Photovoltaics, **2** (2012) 35
- 15) T. Sasaki, M. Takahashi, H. Suzuki, Y. Ohshita, and M. Yamaguchi: J. Cryst. Growth, **425** (2015) 13
- 16) M. Takahashi, Y. Yoneda, H. Inoue, N. Yamamoto, and J. Mizuki: Jpn. J. Appl. Phys., **41** (2002) 6247
- 17) B. Dodson and J.Y. Tsao: Appl. Phys. Lett., **51**

- (1987) 1325
18) L.B. Freund: J. Appl. Phys. **68** (1990) 2073
19) J.C.P. Chang, J. Chen, J.M. Fernandez, H.H. Wieder,
and K. L. Kavanagh: Appl. Phys. Lett., **60** (1992)
1129
- 20) Y. Song, S. Wang, I. Tångring, Z. Lai, and
M. Sadeghi: J. Appl. Phys., **106** (2009) 123531

(2015 年 7 月 24 日受理)