

# Polycrystalline GaAs Formed on a Plastic Film Using Grain-size-controlled Ge Seed Layers

Takeshi NISHIDA<sup>\*1\*2‡</sup>Takashi SUEMASU<sup>\*3</sup>Kaoru TOKO<sup>\*4</sup>

## Ge シード粒径制御技術を用いた多結晶 GaAs 膜のプラスチックフィルム上合成

西田 竹志<sup>\*1\*2‡</sup>末益 崇<sup>\*3</sup>都甲 薫<sup>\*4</sup>

### Abstract

To develop high-efficiency solar cells on inexpensive substrates, the direct synthesis of polycrystalline III-V compound semiconductor films has been investigated for decades. Here, we propose a synthesis technique for large-grained GaAs films using recently-developed Ge seed layer technologies, including advanced solid-phase crystallization and metal-induced layer exchange. The 500-nm-thick GaAs films epitaxially grown from the Ge seed layers (grain size: 1–300  $\mu\text{m}$ ) at 550 °C inherited the grain size (grain boundaries) in Ge. With increasing grain size, the photoresponsivity corresponding to GaAs increased from 10–3000  $\text{mA W}^{-1}$  under a bias voltage of 0.3 V. The maximum photoresponsivity of the GaAs film reached 3000  $\text{mA W}^{-1}$ , which was close to that of the GaAs film formed on a single-crystal Ge wafer. Furthermore, the GaAs film grown on a flexible plastic film (highly heat-resistant polyimide) at 500 °C exhibited the photoresponsivity reaching 980  $\text{mA W}^{-1}$ . These achievements will pave the way for high-efficiency and versatile solar cells based on polycrystalline III-V compound semiconductors.

**Keywords:** Polycrystalline GaAs, Solar cell, Crystal growth  
 キーワード: 多結晶 GaAs, 太陽電池, 結晶成長

### 1. はじめに

太陽電池の最高効率<sup>1)</sup>は III-V 族化合物半導体によって更新され続けてきた<sup>1)</sup>。しかし、コストが高いことから応用は宇宙用に限られてきた<sup>2,3)</sup>。その低コスト化に向けて、GaAs やその多接合構造を基板から剥離して安価な基板の上に「転写」する技術<sup>4-6)</sup>が研究されてきたが、転写前の高価な基板や、転写時の均一・大面積形成に課題がある。そこで、ガラスやプラスチックなどの絶縁基板上に高品質な多結晶 (Polycrystalline; poly-) GaAs 膜を直接合成する研究が古くから行われてきた。一般に、多結晶膜では、粒界がキャリアの再結合中心として働くため、結晶粒径が大きいほど太陽電池の変換効率は向上する<sup>7,8)</sup>。多結晶 GaAs 太陽電池に関する理論研究により、粒径 100  $\mu\text{m}$  では変換効率 22%を得られるという計算がされている<sup>8)</sup>。これまで、絶縁基板上に GaAs 膜を形成する技術として、

真空蒸着法<sup>9-15)</sup>、非晶質結晶化<sup>16-19)</sup>、化学合成法<sup>20,21)</sup>などが研究されてきた。しかし、大粒径な GaAs 膜の合成は困難であり、太陽電池動作どころか分光感度特性さえ得られた例はなかった。

Ge は GaAs と格子整合するため、GaAs 膜のエピタキシャルテンプレートとして用いられてきた<sup>22-24)</sup>。そのため、安価な基板上に大粒径な Ge 膜を形成し、GaAs をエピタキシャル成長させる技術が研究されてきた<sup>25-27)</sup>。近年、金属箔上に形成した Ge 膜上に GaAs を成長することで、11.5%の変換効率<sup>28)</sup>が得られている。本 GaAs 膜は数  $\mu\text{m}$  程度の粒径であることを考えると、さらなる大粒径化により変換効率の向上が期待される。

我々はこれまでに、絶縁基板上の多結晶 Ge 膜の高品質合成技術を開発してきた。固相成長 (Solid-phase crystallization; SPC) 法において、成膜温度および熱処理温度の変調<sup>29)</sup>、下地界面層の挿入<sup>30)</sup>、不純物 (Sn, Sb, As) 添加<sup>31-33)</sup>により、多

\*1 Graduate School of Applied Physics, University of Tsukuba, 1-1-1 Tennodai, Tsukuba, Ibaraki 305-8573, Japan  
 ‡e-mail: take.nishida24@gmail.com

\*2 JSPS Research Fellow

\*3 Professor, Institute of Applied Physics, University of Tsukuba

\*4 Associate Professor, Institute of Applied Physics, University of Tsukuba

Received: April 17 2022, Accepted: May 12 2022

\*1 筑波大学大学院 数理物質科学研究科  
 (〒305-8573 茨城県つくば市天王台 1-1-1)

‡e-mail: take.nishida24@gmail.com

\*2 日本学術振興会特別研究員 DC1

\*3 筑波大学数理物質系 教授

\*4 筑波大学数理物質系 准教授

(原稿受付: 2022 年 4 月 17 日, 受理日: 2022 年 5 月 12 日)

結晶 Ge の結晶粒径を広い範囲(0.01–20 μm)で制御した。さらに、Al 誘起層交換 (Al-induced crystallization; AIC) 法<sup>34,35)</sup>により、大粒径 (> 100 μm) な Ge シード層<sup>36,37)</sup>を形成し、高い分光感度特性を有する大粒径 GaAs 膜<sup>38,39)</sup>を実証した。本研究では、これらの Ge 粒径制御技術を活用することで、多結晶 GaAs 膜の結晶粒径を広い範囲(1–330 μm)で制御し、多結晶 GaAs 膜の結晶粒径と分光感度特性の相関を実験的に明らかにした。さらに、本技術をプラスチック基板上に展開することで、安価・軽量・丈夫でありながら高い変換効率をもつ III-V 族化合物半導体系フレキシブル太陽電池のポテンシャルを示した。

## 2. 実験方法

SPC 法および AIC 法により、様々な結晶粒径を持つ Ge シード層を石英ガラス基板上に作製した (Fig. 1)。SPC 法 (Fig. 1(a)) では、200 nm 厚の非晶質 (Amorphous; a-)Ge 前駆体を堆積した。ここで、基板を 125 °C に加熱しながら堆積することで、a-Ge の高密度化を促した。その後、N<sub>2</sub> 雰囲気中で熱処理 (熱処理温度:  $T_{\text{anneal}} = 375\text{--}450$  °C) を行うことで結晶化を誘起した。AIC 法 (Fig. 1(b)) では、50 nm 厚の Al 膜と 70 nm 厚の a-Ge 膜をスパッタ法により室温堆積した。a-Ge/Al 層の間には、Al 膜を大気暴露 (暴露時間:  $t_{\text{AE}} = 1\text{--}10$  min) することで、AlO<sub>x</sub> 層を形成した。その後、N<sub>2</sub> 雰囲気中で 350 °C の熱処理を行うことで、Al 膜と Ge 膜の層交換を誘起した。熱処理後、試料表面の Al および AlO<sub>x</sub> 層は希釈 HF 溶液 (1.5%) により除去を行った。その後、各 Ge シード層上に、500 nm 厚の GaAs 膜を分子線エピタキシー法により基板温度 550 °C で成長した。

作製した Ge シード層を 4 つの Group に分け、各 Group の詳細な特性を Table 1 にまとめた。SPC-Ge (Group A–C) では、Ge の結晶粒径を制御するために、Sb (Sb 濃度:  $2.8 \times 10^{20}$  cm<sup>-3</sup>) および As (As 濃度:  $C_{\text{As}} = 1.0 \times 10^{19}\text{--}5.9 \times 10^{20}$  cm<sup>-3</sup>) を a-Ge 中に添加した。Sb や As 等の不純物ドーピングは、Ge 原子のマイグレーションを促進し横方向成長を増大させるため、結晶粒径はドーパント濃度に大きく依存する<sup>32,33)</sup>。本研究では、各パラメータを変調することで結晶粒径を制御した。各 Ge シード層の結晶粒径は電子線後方散乱回折 (Electron back scattering diffraction; EBSD) 法により評価した。これらのプロセスにより、Ge 層の結晶粒径を広い範囲(1–330 μm)で制御した。

同様に、プラスチック基板 (高耐熱ポリイミドフィルム: XENOMAX) 上に AIC 法により Ge シード層を形成し、500 nm

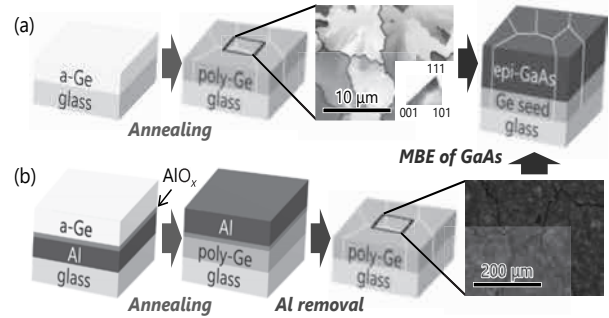


Fig. 1 試料作製の模式図. (a) SPC-Ge 上に形成した Group A-C の試料および (b) AIC-Ge 上に形成した Group D の試料. 図中に SPC-Ge (Sb-doped,  $T_{\text{anneal}} = 375$  °C) および AIC-Ge ( $t_{\text{AE}} = 3$  min) の逆極点図方位 (IPF) 像を示す. IPF 像中で示される色は結晶方位に対応する (凡例を参照). 黒の実線は結晶粒界を示す.

厚の GaAs 膜を分子線エピタキシー法により基板温度 500 °C で成長した。

## 3. 結果・考察

GaAs 膜の結晶方位を評価するため、ガラス基板上の試料に対し EBSD 測定を行った。Figs. 2(a)–(d)に、Group A–D の GaAs 膜の逆極点図方位 (Inverse pole figure; IPF) 像を示す。SPC-Ge をシードとする Group A–C の試料はランダム配向している一方 (Figs. 2(a)–(c)), AIC-Ge をシードとする Group D の試料は (111) 方向に高配向している (Fig. 2(d))。各方位像 (Figs. 2(a)–(d)) は、それぞれの Ge シード層と同様の特徴を示していることが判る (Fig. 1)<sup>29,32,33,37)</sup>。これらの結果は、Ge から GaAs がエピタキシャル成長したことを示唆している。そこで、GaAs の結晶粒径を算出するため、IPF 像を粒マップに変換した (Figs. 2(e)–(h))。ここで、結晶粒はランダム粒界 (Random grain boundaries; RGBs) で囲まれた領域から算出した。各試料の平均結晶粒径は、Group A が 5.4 μm (Fig. 2(e)), Group B が 15.2 μm (Fig. 2(f)), Group C が 27.8 μm (Fig. 2(g)), Group D が 244 μm (Fig. 2(h)) と算出された。さらに、Group A–D の GaAs 膜 (Figs. 2(e)–(h)) には、双晶粒界 (Twin boundaries; TBs) が含まれていることが判る。これは、Ge 膜中に含まれる双晶粒界を GaAs 膜が引き継いだことを示唆している<sup>40)</sup>。双晶粒界は電気的に不活性であるため、光学的特性にも影響を与えないと考えられる。このように、Ge シード層の結

Table 1 Ge シード層の特性

Group	Seed layer	Film thickness [nm]	Parameters to control GS	Grain size [μm]
A	undoped	200	$T_{\text{anneal}}$	1.2-5.7
B	SPC-Ge Sb-doped	200	$T_{\text{anneal}}$	6.3-12.9
C	As-doped	200	$C_{\text{As}}$	3.5-28.3
D	AIC-Ge	50	$t_{\text{AE}}$	145.3-330.4

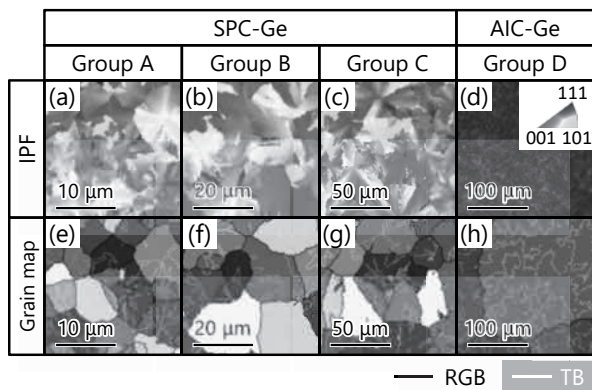


Fig. 2 GaAs 膜の EBSD 評価. (a)–(d) 逆極点図方位 (IPF) 像および (e)–(h) 粒マップ. (a),(e) Group A の試料 ( $T_{\text{anneal}} = 375\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). (b),(f) Group B の試料 ( $T_{\text{anneal}} = 375\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). (c),(g) Group C の試料 ( $C_{\text{As}} = 1.2 \times 10^{20}\text{ cm}^{-3}$ ). (d),(h) Group D の試料 ( $t_{\text{AE}} = 3\text{ min}$ ). IPF 像中で示される色は結晶方位に対応する (凡例を参照). 黒の実線は結晶粒を囲むランダム粒界 (RGBs), 白の実線は双晶粒界 (TBs) を示す.

晶粒径を制御することで、幅広い結晶粒径をもつ多結晶 GaAs 膜が合成された.

ガラス基板への試料の光学特性を評価するため、試料表面に円形 ITO 電極 (直径 1 mm) を用意し、分光感度測定を行った (Fig. 3). 本研究の試料構造では、pn 接合を形成していないため、外部からバイアス電圧を印加することで光キャリアを取り出している. 本測定では、Ge シード層に対し ITO 電極に 0.3 V のバイアス電圧を印加した. Fig. 3 より、Group A–D の全ての試料において GaAs のバンドギャップに相当する波長 900 nm の付近で明瞭な分光感度スペクトルの立ち上がりが確認された. 分光感度は波長 700–800 nm 付近で最大となり、その最大値は Ge シード層の Group に大きく依存していることが

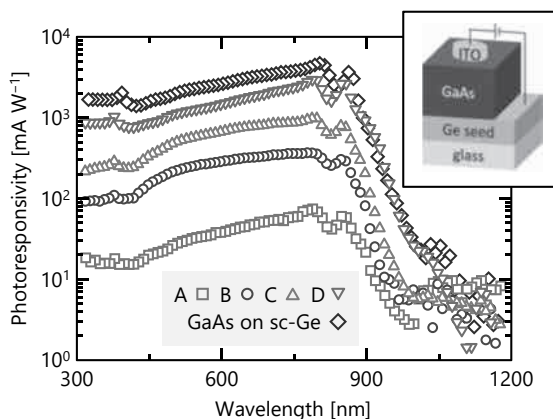


Fig. 3 ガラス基板上 GaAs 膜の分光感度特性評価. Group A ( $T_{\text{anneal}} = 375\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), Group B ( $T_{\text{anneal}} = 375\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), Group C ( $C_{\text{As}} = 1.2 \times 10^{20}\text{ cm}^{-3}$ ), および Group D ( $t_{\text{AE}} = 10\text{ min}$ ) の試料の分光感度スペクトル. 挿入された模式図は測定における試料の構造 (バイアス電圧 0.3 V) を示す. 比較のため、単結晶 Ge 基板上に形成した GaAs 膜の結果を示す.

判る. EBSD から算出された結晶粒径を鑑みると、分光感度は結晶粒径の増大に伴い、劇的に向上していることが判る.

そこで、最も高い分光感度特性が得られた Group D の構造を用いてプラスチック基板上に GaAs 膜を形成した (Fig. 4(a)). EBSD 測定の結果から、GaAs は Ge シード層からエピタキシャル成長していることが判る (Figs. 4(b),(c)). ここで、IPF 像から算出した GaAs の結晶粒径は  $56.8\text{ }\mu\text{m}$  であった. プラスチック基板上に合成された AIC-Ge 層は、同条件でガラス上に合成されたものと比べて結晶粒径が小さいことが報告されており、その事実と整合する<sup>34)</sup>. 分光感度測定を行った結果、GaAs のバンドギャップに相当する波長 900 nm の付近で明瞭な分光感度スペクトルの立ち上がりが確認された. 分光感度は波長 700–800 nm 付近で最大となり、ガラス上と同様の傾向を示した. これまでプラスチック上に直接合成した多結晶 GaAs 膜で分光感度が得られた例はなく、本研究において初めて実証された.

本研究で得られた分光感度スペクトルの最大値を GaAs 膜の結晶粒径の関数として Fig. 5 にまとめた. ガラス基板上に合成した試料の分光感度は、GaAs 膜の結晶粒径の増大に伴い向上し、単結晶 Ge(111)基板上に形成した GaAs 膜の結果に漸近していることが判る. この傾向は、結晶粒径の増大に伴い、粒界でのキャリアの再結合割合が低下することに起因すると考えられ、多結晶 GaAs 薄膜太陽電池の変換効率に関する理論計算と一致している<sup>7,8)</sup>. 本研究では、結晶粒径  $330\text{ }\mu\text{m}$  においてガラス基板上に合成した GaAs 膜として最高値となる分光感度  $3000\text{ mA W}^{-1}$  を達成した. さらに、プラスチック基板上

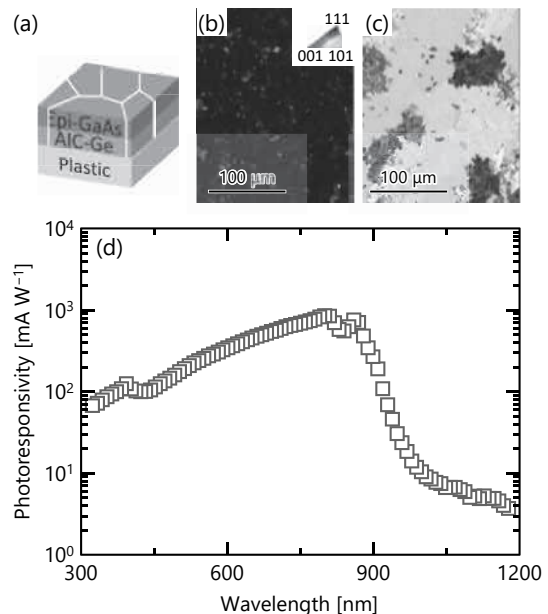


Fig. 4 プラスチック基板上 GaAs 膜 (Group D,  $t_{\text{AE}} = 5\text{ min}$ ) の結晶方位および分光感度特性評価. (a) 試料構造の模式図. (b) 面直方向および (c) 面内方向の逆極点図方位 (IPF) 像. IPF 像中で示される色は結晶方位に対応する (凡例を参照). (d) 分光感度スペクトル. 本測定では、バイアス電圧 0.3 V を印加した.



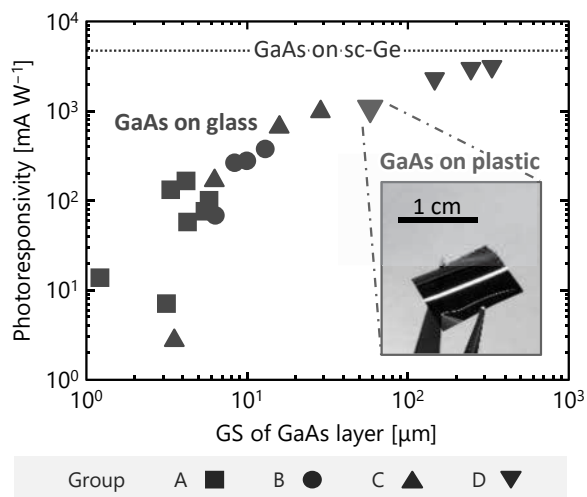


Fig. 5 分光感度の結晶粒径依存性. ガラス基板上およびプラスチック基板上に形成した試料の分光感度スペクトルの最大値を結晶粒径の関数としてまとめる. 比較のため, 単結晶 Ge(111)基板上に形成した GaAs 膜の結果を示す. 挿入された写真はプラスチック上の試料を示す.

に形成した GaAs 膜の分光感度は, 柔軟性を維持しながらもガラス基板上の試料の結果に匹敵し, 結晶粒径 56.8 μm において 980 mA W<sup>-1</sup> を達成した. 本研究で得られたプラスチック基板上に形成した GaAs 膜の結晶粒径はガラス基板上に形成した試料に比べて小さい. Ge シード層の作製条件の最適化により大粒径化することで, さらなる分光感度の向上が期待される.

#### 4. 結論

本研究では, 固相成長 Ge および Al 誘起層交換 Ge をエピタキシャルシード層として活用した結果, ガラス基板上に合成した GaAs 膜の結晶粒径を幅広い範囲で制御した. 多結晶 GaAs 膜の結晶粒径と分光感度特性には強い相関があり, 結晶粒径 1–330 μm において分光感度が 10–3000 mA W<sup>-1</sup> の範囲で向上した. 本研究で得られた分光感度の最大値は, Ge 基板上に同時形成した単結晶 GaAs 膜に匹敵する値であり, 大粒径 GaAs 膜のポテンシャルの高さを示している. さらに, プラスチック基板上に合成した GaAs 膜においても分光感度を初めて実証し, その値は 980 mA W<sup>-1</sup> に及んだ. 本研究で得られた成果は, 安価な基板上に形成された多結晶 III-V 族化合物半導体を用いた次世代薄膜太陽電池の開発に有用な知見である.

#### 謝辞

本稿で紹介した筆者らの研究の一部は, (株)日本学術振興会科研費(No.17H04918, No.20J20462)および JST さきがけ(No.JPMJPR17R7)の助成の下に行われたものです. 高耐

熱ポリイミドフィルム(XENOMAX)は, 長瀬産業社およびゼノマックスジャパン社により提供されました. また, 本研究の遂行にあたり多大なご助言をいただいた富永依里子准教授(広島大学), 西永慈郎博士(産業技術総合研究所), および庄司靖博士(産業技術総合研究所)に深く感謝します.

#### 参考文献

- 1) M. Green *et al.*, Solar cell efficiency tables (version 57), Prog. Photovoltaics Res. Appl., **29**, 3–15 (2021).
- 2) R. Venkatasubramanian *et al.*, Pathways to high-efficiency GaAs solar cells on low-cost substrates, AIP Conf. Proc., **404**, 411 (1997).
- 3) J. Yoon *et al.*, GaAs photovoltaics and optoelectronics using releasable multilayer epitaxial assemblies, Nature, **465**, 329–333 (2010).
- 4) D. Shahrjerdi *et al.*, High-efficiency thin-film InGaP/InGaAs/Ge tandem solar cells enabled by controlled spalling technology, Appl. Phys. Lett., **100**, 053901 (2012).
- 5) E. U. Onyegam *et al.*, Exfoliated, thin, flexible germanium heterojunction solar cell with record  $FF=58.1\%$ , Sol. Energy Mater. Sol. Cells, **111**, 206–211 (2013).
- 6) S. Moon *et al.*, Highly efficient single-junction GaAs thin-film solar cell on flexible substrate, Sci. Rep., **6**, 30107 (2016).
- 7) M. Yamaguchi and Y. Itoh, Efficiency considerations for polycrystalline GaAs thin-film solar cells, J. Appl. Phys., **60**, 413–417 (1986).
- 8) S. R. Kurtz and R. McConnell, Requirements for a 20%-efficient polycrystalline GaAs solar cell, AIP Conf. Proc., **404**, 191–206 (1997).
- 9) J. J. J. Yang, P. D. Dapkus, R. D. Dupuis, and R. D. Yingling, Electrical properties of polycrystalline GaAs films, J. Appl. Phys., **51**, 3794–3800 (1980).
- 10) S. Tsuji, E. Iri, and H. Takakura, Electronic Properties of GaAs Thin Film Deposited on Silica Substrate by RF Sputtering, Jpn. J. Appl. Phys., **31**, 880–881 (1992).
- 11) K. Mochizuki *et al.*, Molecular beam deposition of low-resistance polycrystalline GaAs, J. Electron. Mater., **23**, 577–580 (1994).
- 12) M. Imaizumi *et al.*, Low-temperature growth of GaAs polycrystalline films on glass substrates for space solar cell application, J. Cryst. Growth, **221**, 688–692 (2000).
- 13) A. Erlacher *et al.*, Texture and surface analysis of thin-film GaAs on glass formed by pulsed-laser deposition, J. Non. Cryst. Solids, **352**, 193–196 (2006).
- 14) Y. Kajikawa, T. Okuzako, S. Takami, and M. Takushima, Electrical properties of polycrystalline GaInAs thin films, Thin Solid Films, **519**, 136–144 (2010).
- 15) V. Şenay, S. Özen, S. Pat, and Ş. Korkmaz, Optical, structural, morphological and compositional characterization of a Co-doped

- GaAs semiconducting thin film produced by thermionic vacuum arc, *J. Alloys Compd.*, **663**, 829–833 (2016).
- 16) R. R. Campomanes, J. H. Dias da Silva, J. Vilcarromero, and L. P. Cardoso, Crystallization of amorphous GaAs films prepared onto different substrates, *J. Non. Cryst. Solids*, **299–302**, 788–792 (2002).
- 17) J. H. Epple *et al.*, Formation of highly conductive polycrystalline GaAs from annealed amorphous (Ga,As), *J. Appl. Phys.*, **93**, 5331–5336 (2003).
- 18) D. Pirzada and G. J. Cheng, Microstructure and texture developments in multiple pulses excimer laser crystallization of GaAs thin films, *J. Appl. Phys.*, **105**, 093114 (2009).
- 19) M. Saito *et al.*, Solid-phase crystallization of gallium arsenide thin films on insulators, *Mater. Sci. Semicond. Process.*, **124**, 105623 (2021).
- 20) J. Nayak and S. N. Sahu, Study of structure and optical properties of GaAs nanocrystalline thin films, *Appl. Surf. Sci.*, **182**, 407–412 (2001).
- 21) S. Sathasivam *et al.*, Solution Processing of GaAs Thin Films for Photovoltaic Applications, *Chem. Mater.*, **26**, 4419–4424 (2014).
- 22) M. Yamaguchi, T. Takamoto, K. Araki, and N. Ekins-Daukes, Multi-junction III–V solar cells: current status and future potential, *Sol. Energy*, **79**, 78–85 (2005).
- 23) R. R. King *et al.*, 40% efficient metamorphic GaInP/GaInAs/Ge multijunction solar cells, *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 183516 (2007).
- 24) Y. Kajikawa *et al.*, Suppression of twin generation in the growth of GaAs on Ge (111) substrates, *J. Cryst. Growth*, **477**, 40–44 (2017).
- 25) M. G. Mauk, J. R. Balliet, and B. W. Feyock, Large-grain (>1-mm), recrystallized germanium films on alumina, fused silica, oxide-coated silicon substrates for III–V solar cell applications, *J. Cryst. Growth*, **250**, 50–56 (2003).
- 26) C.-Y. Tsao *et al.*, Formation of heavily boron-doped hydrogenated polycrystalline germanium thin films by co-sputtering for developing p<sup>+</sup> emitters of bottom cells, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, **95**, 981–985 (2011).
- 27) D. Pelati *et al.*, Microstructure of GaAs thin films grown on glass using Ge seed layers fabricated by aluminium induced crystallization, *Thin Solid Films*, **694**, 137737 (2020).
- 28) D. Khatiwada *et al.*, High-efficiency single-junction p-i-n GaAs solar cell on roll-to-roll epi-ready flexible metal foils for low-cost photovoltaics, *Prog. Photovoltaics Res. Appl.*, **28**, 1107–1119 (2020).
- 29) K. Toko, R. Yoshimine, K. Moto, and T. Suemasu, High-hole mobility polycrystalline Ge on an insulator formed by controlling precursor atomic density for solid-phase crystallization, *Sci. Rep.*, **7**, 16981 (2017).
- 30) T. Imajo *et al.*, High hole mobility ( $\geq 500 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ ) polycrystalline Ge films on GeO<sub>2</sub>-coated glass and plastic substrates, *Appl. Phys. Express*, **12**, 015508 (2019).
- 31) K. Moto, R. Yoshimine, T. Suemasu, and K. Toko, Improving carrier mobility of polycrystalline Ge by Sn doping, *Sci. Rep.*, **8**, 14832 (2018).
- 32) D. Takahara *et al.*, Sb-doped crystallization of densified precursor for n-type polycrystalline Ge on an insulator with high carrier mobility, *Appl. Phys. Lett.*, **114**, 082105 (2019).
- 33) M. Saito *et al.*, High-electron-mobility (370 cm<sup>2</sup>/Vs) polycrystalline Ge on an insulator formed by As-doped solid-phase crystallization, *Sci. Rep.*, **9**, 16558 (2019).
- 34) K. Toko and T. Suemasu, Metal-induced layer exchange of group IV materials, *J. Phys. D. Appl. Phys.*, **53**, 373002 (2020).
- 35) Z. M. Wang *et al.*, Origins of stress development during metal-induced crystallization and layer exchange: Annealing amorphous Ge/crystalline Al bilayers, *Acta Mater.*, **56**, 5047–5057 (2008).
- 36) K. Toko *et al.*, Low-temperature (180 °C) formation of large-grained Ge (111) thin film on insulator using accelerated metal-induced crystallization, *Appl. Phys. Lett.*, **104**, 022106 (2014).
- 37) K. Toko *et al.*, Improved surface quality of the metal-induced crystallized Ge seed layer and its influence on subsequent epitaxy, *Cryst. Growth Des.*, **15**, 1535–1539 (2015).
- 38) T. Nishida *et al.*, High photoresponsivity in a GaAs film synthesized on glass using a pseudo-single-crystal Ge seed layer, *Appl. Phys. Lett.*, **114**, (2019).
- 39) T. Nishida, T. Suemasu, and K. Toko, Improving photoresponsivity in GaAs film grown on Al-induced-crystallized Ge on an insulator, *AIP Adv.*, **10**, (2020).
- 40) T. Imajo, T. Suemasu, and K. Toko, Influence of grain boundaries on the properties of polycrystalline germanium, *J. Appl. Phys.*, **128**, (2020).