Low-Temperature Formation of Poly-Si_{1-x}Ge_x (0<x<1) Films by Ni-Induced Lateral Crystallization for Advanced TFT

Hiroshi Kanno Member (Kyushu University, h_kanno@nano.ed.kyushu-u.ac.jp)

Atsushi Kenjo Member (Kyushu University, a.kenjo@nano.ed.kyushu-u.ac.jp)

Taizoh Sadoh Member (Kyushu University, t.sadoh@nano.ed.kyushu-u.ac.jp)

Masanobu Miyao Non-member (Kyushu University, m.miyao@nano.ed.kyushu-u.ac.jp)

Keywords : silicon germanium, metal-induced lateral crystallization, thin-film transistor, low-temperature crystallization, electric-field-induced crystallization

The low-temperature formation of high quality polycrystalline Si_{1-x}Ge_x (0<x<1) films on insulating films has been expected to realize system-in-displays. To prevent the softening of glass substrates, the processing temperature for crystallization of amorphous SiGe (a-SiGe) should be lower than 550°C. To achieve this, Ni-induced lateral crystallization has been investigated widely. The present paper focuses our recent progress of the Ni-induced lateral crystallization of a-Si_{1-x}Ge_x (0<x<1). Effects of the Ge fraction and the electric field on the growth characteristics are discussed.

In preparation of samples for evaluation of the Ge fraction dependence on the growth characteristics, a-Si_{1-x}Ge_x films (0<x<1, 50 nm thick) were deposited on SiO₂ films using an MBE system. Subsequently, Ni films (5 nm thick) were evaporated on top of the Si_{1-x}Ge_x and then patterned by using the lift-off process with photolithography. Finally, These samples were annealed at 350-550°C in a nitrogen ambient.

In preparation of samples for evaluation of the electric field effect on the growth characteristics, Si_{1-x}Ge_x films (0<x<1, 50 nm thick) were deposited on quartz substrates using an MBE system. Subsequently, Ni films (15 nm thick) were deposited on the a-Si_{1-x}Ge_x and then patterned into electrodes. Here, the spacing between anode and cathode was varied between 40 and 6000 μm. Finally, the samples were annealed at 475-550°C in an evacuated quartz tube. An electric field was applied to the Ni electrodes by a DC power supply during annealing.

Figures 1(a)-1(f) show Nomarski optical micrographs of the samples with different Ge fractions after annealing at 550°C. These figures are classified into three groups: (i) the samples with low Ge fractions (Figs. 1(a) and 1(b)), which crystallized with plane morphology around the Ni-pattern, (ii) those with intermediated Ge fractions (Figs. 1(c) and 1(d)), which show dendrite morphology. This should be due to the local strain in SiGe mixed crystals. And (iii) the samples with high Ge fractions (Figs. 1(e) and 1(f)), which scarcely crystallized. This should be due to spontaneous nucleations in amorphous regions which suppress the Ni-induced lateral crystallization.

Figure 2(a) shows Nomarski optical micrographs of the grown region after annealing (525°C, 25 h) under the electric field of 100 V/cm (supplied voltage: 20 V, space: 2000 μm). It is clear that poly-Si region at the cathode side was wider than that of the anode side. This result suggests that migration of negatively charged Ni atoms is enhanced by an electric field. The lateral growth velocity at 525 and 550°C was summarized as a function of the electric field strength in Fig. 2(b). Although the growth velocity at the

anode side hardly depended on the applied voltage, that at the cathode side increased with increasing electric field strength from 0 to ~100 V/cm. This result successfully demonstrates that the growth velocity of MILC can be enhanced by applying an electric field.

Fig. 1. Nomarski optical micrographs of a-Si_{1-x}Ge_x (x:0-1) on SiO₂ after Ni-induced lateral crystallization (550°C)

Fig. 2. Nomarski optical micrograph of grown regions after annealing (525°C, 25 h) under electric field of 100 V/cm (a), and lateral growth velocity (525 and 550°C) as a function of electric field strength

Ni 触媒誘起固相成長法を用いた次世代 TFT 用多結晶

$\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x(0 \leq x \leq 1)$ 薄膜の低温形成

正 員 菅野 裕士* 正 員 権丈 淳*
正 員 佐道 泰造* 非会員 宮尾 正信*

Low-Temperature Formation of Poly- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 1$) Films by Ni-Induced Lateral Crystallization for Advanced TFT

Hiroshi Kanno*, Member, Atsushi Kenjo*, Member, Taizoh Sadoh*, Member, Masanobu Miyao*, Non-member

Development of new semiconductors with high carrier mobility is strongly needed to realize future system-in-displays. To achieve this, we have been investigating low-temperature crystallization of a- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 1$) on insulating films. Present paper focuses our recent progress of the Ni-induced lateral crystallization of a- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 1$). Effects of the Ge fraction and the electric field on the growth characteristics are discussed.

キーワード：シリコンゲルマニウム (SiGe)，金属誘起固相成長，薄膜トランジスタ，低温結晶化，電界誘起成長

Keywords : silicon germanium, metal-induced lateral crystallization, thin-film transistor, low-temperature crystallization, electric-field-induced crystallization

1. はじめに

集積回路(ULSI)は、Si トランジスタを微細化しスケールングメリットを追求する事で回路の大規模・高速・低消費電力化を推進し、絶え間なく社会の需要を産み出してきた。しかし、従来の微細化のみに依存する研究開発手法は、様々な限界に直面しつつある。従って、スケールングに頼らずに高機能化を進める新たな指導原理を築く必要がある。しかも、21 世紀には人間と情報機器の接点が飛躍的に増大する事から、ディスプレイ等と融合した統合的集積化システムへと発展させる事が必要である。

これらの実現には、ガラス等の非晶質絶縁膜上にデバイスサイズ(直径 $\geq 5\sim 10\mu\text{m}$)の高品質 SiGe 結晶薄膜をガラス軟化点や不純物拡散が顕著になる温度($\sim 550^\circ\text{C}$)以下で形成する必要がある⁽¹⁾⁽²⁾。この技術が確立すれば、ガラス上に高性能トランジスタが実現する事になり、システムインディスプレイや高機能三次元ヘテロデバイスの創出が可能となる。

多結晶 Si 薄膜を絶縁膜上に低温形成するアプローチとして、触媒金属誘起固相成長(MILC : Metal-Induced Lateral Crystallization)法がよく知られている^{(3)~(6)}。これは、非晶

質 Si 薄膜上に触媒金属(Ni, Al, Co 等)を堆積し、低温熱処理($\sim 550^\circ\text{C}$)する手法である。触媒金属に Ni を用いた場合(Ni 誘起固相成長)の成長モデルを図 1 に示す。触媒金属(Ni 原子)が非晶質 Si 膜中を拡散し、シリサイド反応(NiSi_2 等)する過程で Si-Si ボンドが再配列して、大粒径($\sim 10\mu\text{m}$)の多結晶 Si 薄膜が得られる。

本報では、絶縁膜上における高品質 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x(0 \leq x \leq 1)$ 結晶薄膜の低温形成($\leq 550^\circ\text{C}$)を目的とし、非晶質 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x(0 \leq x \leq 1)$ 薄膜の多結晶化に Ni 誘起固相成長を用いたときの Ge 濃度依存性を検討した結果、及び Ni 誘起固相成長に電界印加を重畳したときの効果を検討した結果を報告する。

2. 実験方法

Ni 誘起固相成長の Ge 濃度依存性を調べるため、Cz-n 型 Si(100)基板表面に形成した熱酸化膜上に、分子線エピタキシー装置を用いて非晶質 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x(0 \leq x \leq 1)$ 薄膜(50 nm 厚)

Fig. 1. Schematics of Ni-induced lateral crystallization of a-Si on SiO_2 .

* 九州大学大学院システム情報科学研究院
〒812-8581 福岡市東区箱崎 6-10-1
Department of Electronics, Kyushu University
6-10-1 Hakozaki, Fukuoka 812-8581

Fig. 2. Schematics of sample structures : for evaluation of Ge fraction dependence (a), and electric field effect (b).

を超高真空中(5×10^{-10} Torr)で堆積後、その上に Ni パターン(5 nm 厚)を形成し、試料を作製した。この試料の模式図を図 2(a)に示す。これらの試料を窒素雰囲気中で熱処理(350~550°C)を行った。

また、Ni 誘起固相成長に及ぼす電界印加の効果を調べるため、石英基板上に分子線エビタキシー装置を用いて非晶質 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 0.6$) 薄膜(50 nm 厚)を堆積後、その上にリフトオフ法により Ni パターン(15 nm 厚)を形成し、試料を作製した。この試料の模式図を図 2(b)に示す。Ni パターンは触媒金属としての役割と、電圧を印加するための電極としての役割を兼ねる。Ni パターン間の幅 d は階段状に変える(40~6000 μm)ことで、一定電圧を印加したときに様々な電界強度の領域が非晶質 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 薄膜中に生じるようにした。これらの試料に電圧を印加しながら熱処理(475~550°C)を行った。

結晶層の観察には、ノマルスキー干渉顕微鏡法、走査型電子顕微鏡(SEM)法を用いた。

3. 結果と考察

〈3・1〉 Ge 濃度依存性 Ge 濃度の異なる試料を熱処理(550°C)した後のノマルスキー干渉顕微鏡写真を図 3 に示す。各試料の熱処理時間は図中に示されている。各写真中央の六角形の領域が Ni パターンである。この領域が Ni 誘起固相成長のシードとなるため、結果的にこの Ni パターンの周囲に結晶成長が観測される。

Si 試料(図 3(a))の場合、Ni パターン周辺が均一に結晶化された。20 時間の熱処理により、横方向成長は約 10 μm に達した。これらの特徴は、Jin 等により報告されている非晶質 Si 薄膜の Ni 誘起固相成長の結果⁽⁷⁾と合致している。しかし、 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0.2 \leq x \leq 1$) 試料(図 3(b)~(f))では、Ge 濃度によって結晶形態が劇的に変化していることがわかる。低 Ge 濃度($x=0.2$)の場合、結晶成長端に若干の不均一性が現れるものの、Ni パターンに近い大部分で均一な多結晶領域(横方向成長距離：約 18 μm)が形成された。これらの結果は、非晶質 SiGe 薄膜の Ni 誘起固相成長の機構が、低 Ge 濃度($x \leq 0.2$)の場合、非晶質 Si 薄膜のそれと非常に類似していることを示している。

しかし、Ge 濃度が 40%を越えると結晶形態は劇的に変化した。即ち、図 3(c),(d)に見られるように、樹枝状の結晶化

Fig. 3. Nomarski optical micrographs of $\text{a-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 1$) on SiO_2 after Ni-induced lateral crystallization (550°C).

領域が大部分を占めた。更に Ge 濃度が高くなると結晶成長領域が観測されなかった(図 3(e),(f))。

Ni パターン周辺に見られる樹枝状成長距離と均一成長距離の熱処理時間依存性を Ge 濃度別にそれぞれ図 4(a),(b)に示す。樹枝状成長(図 4(a))は短時間(3 時間程度)で飽和し、Ge 濃度が 40~60%の試料で最長値(~60 μm)を取るのに対し、均一成長(図 4(b))は緩やかに進行し、20 時間の熱処理(成長距離：10~13 μm)を越えても成長は終了していない。これらの結果は、先ずシリサイド反応で樹枝状の結晶成長が先行し、その後、この領域を種として固相成長が横方向に進行することを示唆している。均一成長領域の歪みを顕微ラマン分光法で評価したところ、Si-Si 及び Si-Ge 結合に起因するラマンシフトがベガード則で記述されること、即ち $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 結晶層は応力フリーであることが判明した。

以上は、熱処理温度を固定(550°C)したときの結果である。一般に、非晶質 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 \leq x \leq 1$) 薄膜の固相成長(SPC : Solid-Phase Crystallization)では、核発生に要する活性化エネルギーは Ge 濃度と共に減少する(Si : 4.0 eV, $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$: 2.2 eV)⁽⁸⁾。従って、Ge 濃度が高い試料の場合、550°Cの熱処理では自然核が優先発生し、Ni 誘起固相成長を阻害する可能性がある。

低温度(350, 400°C)で Ge 試料($x=1$)を Ni 誘起固相成長したときのノマルスキー干渉顕微鏡写真を図 5(a),(b)に示す。Ni パターンに近い大部分の領域で均一形状の多結晶領域が観測された。横方向成長距離の等温熱処理特性を図 6(a)に示す。550°Cの熱処理では全く成長が観測されなかったが、熱処理温度を低温化することにより、20 μm 以上の成長が

Fig. 4. Lateral growth length of dendrite growth (a), and plane growth (b) as a function of annealing time for various Ge fractions.

Fig. 5. Nomarski optical micrographs of a-Ge on SiO₂ after Ni-induced lateral crystallization at 350°C (a) and 400°C (b).

確認された。同図から各熱処理温度における Ni 誘起固相成長の開始時間を求め、その値を熱処理温度の関数として図 6(b)に整理した。同図には Ni 堆積のない非晶質 Ge 薄膜内で自然核が発生し始める時間も併せて示している。500°Cを境として低温側では、Ni 誘起固相成長が優先し、高温側では自然核の発生が優先することが良くわかる。従って、図 3の実験(熱処理温度: 550°C)において、Ge 試料では横方向成長が観測されなかった理由が、自然核の優先発生によるものであることが判明した。

以上の結果を基に、全 Ge 濃度領域において Ni 誘起固相成長が生じる条件を、熱処理温度を変えて検討した。尚、熱処理時間は 30 分と固定した。Ni 誘起固相成長が観察さ

Fig. 6. Isothermal annealing characteristics of a-Ge (a) and incubation time as a function of annealing temperature (b).

Fig. 7. Criterion of annealing temperature for Ni-induced lateral crystallization as a function of Ge fractions.

れた試料群を○、観察されなかった試料群を×として整理した結果を図 7 に示す。○と×の境界より低温側の領域が、自然核発生よりも Ni 誘起固相成長が優先する領域である。Ge 濃度の増加に伴い、Ni 誘起固相成長が可能な温度領域は急激に低下することが判明した。

〈3・2〉 電界印加効果 Ni 誘起固相成長に及ぼす電界印加の効果を検討した。非晶質 Si 試料($x=0$)を電界印加(100 V/cm)下で熱処理(525°C, 25 時間)した後のノマルスキー干

Fig. 8. Nomarski optical micrograph of grown regions after annealing (525°C, 25 h) under electric field of 100 V/cm.

Fig. 9. Lateral growth velocity as a function of electric field strength.

渉顕微鏡写真を図 8 に示す。各写真の両端(暗い部分)は Ni 電極領域(左:陽極, 右:陰極), 電極付近の白い部分は横方向成長領域(多結晶 Si), 及び写真中央部は未結晶化領域(非晶質 Si)である。陽極側に比べて陰極側の結晶成長領域が広い様子が良くわかる。この結果は, Park 等及び Li 等により報告されている結果⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾と一致した。

Jang 等は NiSi₂ 中の Ni 原子が負に帯電していることを報告した⁽¹¹⁾。また, Yoon 等は Si 中にある Ni 原子の平均帯電電荷量が $-0.33e$ (e :電子の電荷量)であることを計算で求めている⁽¹²⁾。これらの結果から, 負に帯電した Ni 原子は電界により陽極側へとドリフト移動するため, 陰極側での結晶成長が促進されたと考えられる。

熱処理温度が 525°C 及び 550°C における均一成長速度を電界強度の関数として図 9 に示す。いずれの熱処理温度においても, 陽極側の成長速度は電界強度にほとんど依存していないのに対し, 陰極側の成長速度には明瞭な電界強度依存性が発現した。熱処理温度が 525°C の場合, 電界強度が 0 から 100 V/cm へと増加するに伴い, 均一成長速度は約 4 倍($0.5 \rightarrow 2.0 \mu\text{m/h}$)に増速された。同様に, 550°C の場合では, 電界強度が 0 から 40 V/cm と増加するに伴い, 約 3 倍($1.0 \rightarrow 3.3 \mu\text{m/h}$)に増速された。その結果, 25 時間の熱処理によ

Fig. 10. SEM micrographs of growth front at the cathode side after annealing (525°C, 25 h) under different electric fields of 33 (a), 333 (b), and 2500 V/cm (c).

り, 十分に大きな均一結晶領域($\sim 50 \mu\text{m}$ @ 525°C, $\sim 120 \mu\text{m}$ @550°C)を形成することが出来た。

しかし, 電界強度がある値(100 V/cm@525°C, 40 V/cm@550°C)を越えると成長速度が低下し始めた。Park 等及び Li 等のこれまでの実験⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾は低電界領域のみで行なわれている。従って, 高電界領域で成長速度が低下するとの結果は我々が初めて見出した現象である。

牧平らは, 非晶質 Si 薄膜の Ni 誘起固相成長に関する報告⁽¹³⁾の中で, Ni 原子は結晶成長端を越えて未結晶化領域(非晶質 Si 領域)にまで拡散していることを実験的に見出した。結晶成長端にある NiSi₂ はこれらの Ni 原子を取り込むことで, 新たに NiSi₂ を形成し, 非晶質領域へと移動しながら, その後方を結晶化しているものと考えられる。しかし, 電界強度が高くなると, 非晶質領域にある Ni 原子の移動速度は早くなり, NiSi₂ への取り込み効率が著しく減少すると考えられる。このため, 印加電界がある臨界値を越えると, 新たな NiSi₂ を形成する反応確率が極端に低下し, 結晶成長速度が電界強度と共に低下すると推察される。

電界強度を広い範囲(33~2500 V/cm)で変えたときの, Si 試料の陰極側における結晶成長端の形態を示す SEM 写真(熱処理: 525°C, 25 時間)を図 10(a)~(c)に示す。同図には, SEM 写真で観察された針状結晶の成長方向と電界方向とがなす角度のヒストグラムを併せて示している。低電界印加

Fig. 11. Nomarski optical micrographs of grown regions after annealing under electric field of 25 V/cm with different Ge fractions of 30 (a) and 60% (b).

Fig. 12. Plane growth lengths at cathode side as a function of electric field strength.

(33 V/cm)時の成長端は、針状結晶(幅:150 nm, 長さ:~4 μm)が 70.5 度で交差した網目状構造をしていた。この形状は、電界を印加していないときの Ni 誘起固相成長の結果と一致している⁽¹²⁾。電界強度が 333 V/cm に増加すると、針状結晶の枝分かかれがほとんど消滅し、短い(~1 μm)針状結晶が凝集した形状を示した。針状結晶の成長角度も -45 度から +45 度までの広い範囲に分布した。そして高電界(2500 V/cm)印加では、大部分の針状結晶の向きが電界方向に揃っていることが見出された。以上の結果は、印加電界強度の増加に伴い、針状結晶の成長方向が電界方向に整列することを明確に示している。この整列現象は、電界から得る Ni 原子の運動エネルギーが、熱から得るランダムな方向の運動エネルギーと同等以上にまで増加したときに発現すると推察される。

Ge 濃度が 30% 及び 60% の試料を電界印加(25 V/cm)下で熱処理した後のノマルスキー干渉顕微鏡写真を図 11(a),(b)

に示す。各試料の熱処理条件は図中に示している。陽極側では、電界印加の無い場合と同様に樹枝状の結晶領域が形成されているのに対し、陰極側では、均一な結晶領域が形成されている様子が良くわかる。

陰極側の均一成長距離を電界強度の関数としてまとめたものを図 12 に示す。熱処理条件は図中に示している。Si 試料で見られた電界強度依存性(図 9)と同様に、Si_{1-x}Ge_x(0.1 ≤ x ≤ 0.6)試料群においても、ある電界強度の領域で成長速度がピークを示すことが良くわかる。その結果、Ge 濃度が中間領域(0.3 ≤ x ≤ 0.6)の試料においても非常に大きな均一成長距離(約 100 nm : x=0.3, 0.6, 約 250 nm : x=0.4)が得られた。デバイス応用に弾みをつける結果である。

電界印加による樹枝状結晶の均一化は、樹枝状結晶が成長する過程において、成長端を移動する NiSi₂ からわずかな量の Ni 原子が電界により非晶質領域にドリフトし、生じたものと推察される。現在、その詳細を検討中である。

4. まとめ

ULSI とディスプレイの融合を目指し、非晶質 Si_{1-x}Ge_x(0 ≤ x ≤ 1)薄膜の Ni 誘起固相成長を検討した。本論文では、Ni 誘起固相成長の Ge 濃度依存性、及び Ni 誘起固相成長に電界印加を重ねたときの効果を報告した。

その結果、結晶形態が Ge 濃度に依存し、劇的に変化した。Si 及び Ge では均一成長が生じたが、SiGe 混晶では樹枝状成長が優先した。また、Ni 誘起固相成長と自然核発生は競合し、Ge 濃度の増加に伴い、Ni 誘起固相成長が可能な温度領域は急激に低下することが判明した。

Ni 誘起固相成長に高強度(≥2000 V/cm)の電界を印加することにより、結晶成長の方向がほぼ完全に電界方向に整列することを見出した。更に、従来型の Ni 誘起固相成長では樹枝状成長が優先した試料群(Ge 濃度:30~60%)においても、電界印加(25~40 V/cm)によって均一な結晶領域(≥50 μm)が得られることを見出した。これらの結果は、電界を用いることにより、Ni 誘起固相成長の形態が高度に制御出来る可能性があることを示すものである。

(平成 17 年 10 月 24 日受付)

文 献

- (1) M. Miyao and K. Nakagawa : "Silicon super-heterostructure technology and its application to noble devices", *OYO BUTURI*, Vol.61, No.11, pp.1104-1115 (1992-11) (in Japanese)
宮尾正信・中川清和 : 「Si ヘテロ超構造技術とそのデバイス応用」, 応用物理, **61**, 11, pp.1104-1115 (1992-11)
- (2) M. Miyao, K. Nakagawa, H. Nakahara, Y. Kiyota, and M. Kondo : "Recent progress of heterostructure technologies for novel silicon devices", *Appl. Surf. Sci.*, Vol.102, pp.360-371 (1996)
- (3) J. H. Kim and J. Y. Lee : "Al-Induced Crystallization of an Amorphous Si Thin Film in a Polycrystalline Al/Native SiO₂/Amorphous Si Structure", *Jpn. J. Appl. Phys.*, Vol.35, No.4A, pp.2052-2056 (1996)
- (4) M. Miyasaka, K. Makihiro, T. Asano, E. Polychroniadis, and J. Stoemenos : "In situ observation of nickel metal-induced lateral crystallization of amorphous silicon thin films", *Appl. Phys.*

Lett., Vol.80, No.6, pp.944-946 (2002)

- (5) S. W. Lee and S. K. Joo : "Low Temperature Poly-Si Thin-Film Transistor Fabrication by Metal-Induced Lateral Crystallization", *IEEE Electron Device Lett.*, Vol.17, No.4, pp.160-162 (1996)
- (6) C. Hayzelden and J. L. Batstone : "Silicide formation and silicide-mediated crystallization of nickel-implanted amorphous silicon thin films", *J. Appl. Phys.*, Vol.73, No.12, pp.8279-8289 (1993)
- (7) Z. Jin, G. A. Bhat, M. Yeung, H. S. Kwok, and M. Wong : "Nickel induced crystallization of amorphous silicon thin films", *J. Appl. Phys.*, Vol.84, No.1, pp.194-200 (1998)
- (8) S. Yamaguchi, N. Sugii, S. K. Park, K. Nakagawa, and M. Miyao : "Solid-phase crystallization of $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ alloy layers", *J. Appl. Phys.*, Vol.89, No.4, pp.2091-2095 (2001)
- (9) S. H. Park, S. I. Jun, K. S. Song, C. K. Kim, and D. K. Choi : "Field Aided Lateral Crystallization of Amorphous Silicon Thin Film", *Jpn. J. Appl. Phys.*, Vol.38, No.2A, pp.L108-L109 (1999)
- (10) J. F. Li, X. B. Zeng, X. W. Sun, and G. J. Qi : "Field aided lateral crystallization of amorphous silicon with large grain formation", *Thin Solid Films*, Vol.458, pp.149-153 (2004)
- (11) J. Jang, J. Y. Oh, S. K. Kim, Y. J. Choi, S. Y. Yoon, and C. O. Kim : "Electric-field-enhanced crystallization of amorphous silicon", *Nature*, Vol.395, p.481 (1998)
- (12) S. Y. Yoon, S. J. Park, K. H. Kim, and J. Jang : "Metal-induced crystallization of amorphous silicon", *Thin Solid Films*, Vol.383, pp.34-38 (2001)
- (13) K. Makihira, T. Asano, and M. Miyasaka : "Pattern Dependent Growth in Metal-Induced Lateral Crystallization of a-Si", *Proc. of Workshop on Active Matrix Liquid Crystal Displays*, pp.125-128, Tokyo, Japan (2003-7)

菅 野 裕 士

(正員) 2001年3月九州大学工学部電気情報工学科卒業。2006年3月同大学大学院システム情報科学府電子デバイス工学専攻博士後期課程修了。博士(工学)。2005年より日本学術振興会特別研究員。非晶質 SiGe 薄膜の低温結晶化プロセスの研究に従事。応用物理学会会員。

権 丈 淳

(正員) 1966年3月福岡大学工学部卒業。1973年4月九州大学工学部電気工学科助手を経て、現在、同大学大学院システム情報科学研究院助手。主に Si 系ヘテロ構造の結晶成長及びデバイス応用の研究に従事。応用物理学会会員。

佐 道 泰 造

(正員) 1995年3月九州大学大学院工学研究科電気工学専攻博士後期課程修了。博士(工学)。同年4月同助手を経て、現在、同大学大学院システム情報科学研究院助教授。主に、Si 系ヘテロ材料の結晶成長とデバイス応用に関する研究に従事。応用物理学会、電子情報通信学会会員。

宮 尾 正 信

(非会員) 1969年3月大阪大学基礎工学部材料工学科卒業。1974年3月同大学大学院基礎工学研究科物理系専攻博士後期課程修了。工学博士。同年日立製作所中央研究所に入社。1991年部長(探索研究部、電子デバイス研究部)。この間、FOM 原子分子研究所(オランダ)に社費留学(1984-85)。1999年より九州大学大学院システム情報科学研究院教授。Si 系ヘテロ構造の結晶成長及び応用の研究に従事。