放射光X線トポグラフィによる極薄ひずみSi層の結晶性評価

大阪大学大学院工学研究科 志村考功, 細井卓治, 渡部平司

Takayoshi SHIMURA, Takuji HOSOI and Heiji WATANABE: Structural Characterization of Very Thin Strained Si Layers by Synchrotron X-ray Topography

We investigated the crystalline quality of 72 nm-thick strained Si layers of 12-inch supercritical thickness strained Si-on-insulator (SC-sSOI) wafers by synchrotron X-ray topography. In the large-area X-ray topographs obtained at the glancing incident condition several kinds of contrast showing crystalline imperfections were observed all over the wafers, such as macule and crosshatch patterns. From the analysis of a series of X-ray topographs obtained by changing the incident angle to the sample surface, we obtained 2-dimensional distributions of lattice inclination and strain, indicating that the cross-hatch patterns observed in X-ray topographs were due to the fluctuation of lattice inclination.

1. はじめに

1.1 薄膜結晶におけるX線トポグラフィ

X線回折法は結晶構造を解析するのには非常に有効な手段である。しかし、放射光という高輝度光源の出現以前に、この方法が表面・界面、薄膜の構造の研究に用いられることはあまりなかった。その主な理由は、X線は物質との相互作用が非常に小さいため、表面・界面、薄膜からの散乱が弱く測定が困難であったからである。ところが放射光X線を使用することで解析に十分な強度の信号が得られるようになり、さらに今まで欠点であった物質との相互作用が小さいということが、逆に表面・界面、薄膜の構造解析手法としての注目すべき特長となっている。すなわち、解析には一回散乱だけを考えるだけでよい運動学的回折理論を用いることが可能であり、定量的な解析を容易に行うことができる。また、吸収が少ないことから埋もれた界面の情報を試料を破壊することなく得ることができる。これらの特徴により、不確定な要因が少ない、非常に信頼性の高い結果を得ることができる。¹⁾

一方、X線トポグラフィは比較的広いX線を用い、結晶からの回折X線を二次元検出器で測定することにより、結晶の格子欠陥や格子ひずみ分布を直接観察する手法であり、単結晶の結晶性評価法として進歩してきた。²⁾特に転位密度が低く比較的結晶性の良い大きな結晶でその威力を発揮する。X線トポグラフィの単結晶評価技術としての特徴は、その高い格子ひずみ感度として理解することができる。X線トポグラフィの位置分解能は通常二次元検出器の分解能で制限されるため、1 μm 程度である。そのため、転位などにおける原子変位を直接観察することはできないが、その高いひずみ感度のため、転位の周りに広がる

ひずみ場を数 μm 以上の大きさの‘転位’として観察することができる。転位の周りに広がる結晶が完全結晶に近ければ、得られたトポグラフのコントラストからひずみ場を解析でき、転位における原子変位を類推することができる。

X線トポグラフィを特徴付ける高いひずみ感度はブラッグ反射の厳しい回折条件によっている。結晶がブラッグ回折条件を満足しているとき、局所領域でのわずかな格子ひずみは回折条件からのずれを生じ、回折X線強度の大幅な減少をもたらす。結晶がブラッグ条件からわずかにずれている場合はブラッグ条件を満足するひずみ領域のみからの回折X線が観測される。いずれにせよ、トポグラフ中での明瞭なコントラストとして観測される。

しかしながらこのX線トポグラフィを結晶表面・界面、薄膜に適用する場合には多くの問題がある。特に問題となるのが回折条件の緩和による格子ひずみ感度の低下である。結晶表面・界面、薄膜の場合、回折条件は、その表面法線方向に緩和される。そのため、局所的にわずかな格子ひずみがあって回折条件からのずれがあったとしても回折X線の強度変化は少ない。結晶表面・界面、薄膜におけるX線回折法の長所を生かしつつ、その欠点を補う測定、解析法が必要となってくる。その1つがここで示すロックングカーブX線トポグラフィであると考えている。

1.2 Si-LSI用ひずみSiウェーハ

Si-LSI (large scale integration) の高性能化は、スイッチングを担う基本素子であるMOSFET (metal oxide semiconductor field effect transistor) の微細化によって達成されてきた。³⁾MOSFETはソース・ドレイン・ゲートによって構成され、ゲートに電圧を印加することによりソース・ドレイン間に流れる電流のON/OFFを制御するトランジスタ素子で

ある。しかしながら、ゲート長が数十 nm レベルに達するに至り、さまざまな問題が顕在化してきている。そこで、微細化のみに頼らない種々の高性能化の手法 (booster technology) が検討されている。電子や正孔が走行するソースドレイン間のチャンネルに Si に代わり、ひずみ Si (strained silicon) や Ge といったキャリア移動度の高い材料を用いる手法や、バルク Si 基板に代わり SOI (silicon on insulator) 構造をもつ基板を導入する手法などである。

ひずみ Si 技術は Si 結晶層に圧縮もしくは引張り応力を印加することにより格子ひずみを発生させ、Si の電子構造を変化させることにより有効質量そのものを変化させる手法である。⁴⁾ キャリアの有効質量は大きく移動度に関与するためキャリア移動度の向上が可能となる。チャンネルへのひずみ導入法としてウェーハ全面にひずみ Si 層を形成したひずみ Si ウェーハを用いる手法があり、各種のひずみ Si ウェーハが提案されてきた。

われわれは、放射光 X 線を用いた X 線トポグラフィによりこれらのひずみ Si ウェーハの結晶性評価を行ってきた。ここでは、直径 300 mm のひずみ Si ウェーハ上の厚さ 72 nm のひずみ Si 層について、広領域 X 線トポグラフィとロッキングカーブ X 線トポグラフィにより結晶性評価を行った結果を示す。

2. SC-sSOI ウェーハ

ひずみ Si ウェーハとしてさまざまな種類のものが提案されているが、ここでは SC-sSOI (super critical thickness strained Si on insulator) ウェーハ⁵⁾と呼ばれるひずみ Si ウェーハの測定結果について示す。図 1 にその作製プロセスを示す。Si 基板上に Ge の組成を徐々に増加させながら

図 1 SC-sSOI ウェーハの作製プロセス. (Fabrication process of the SC-sSOI wafers.)

成長させた SiGe 層上に Si 層をエピタキシャル成長させ、約 15 nm 厚のひずみ Si 層を形成する。Si と Ge には約 4 % の格子不整合があり、Ge 組成が 20 % 程度の SiGe 層上に形成したひずみ Si 層では面内方向に 0.8 % 程度の 2 軸の引張りひずみを伴う。このウェーハに水素イオンを注入し、酸化膜付きの Si 基板と貼り合せて、熱処理を施すと水素原子が注入された領域で剥離することができる。残留した SiGe 層を選択エッチングで除去した後、さらに Si 層をエピタキシャル成長させることにより約 70 nm 厚のひずみ Si 層を形成することができる。ここでは、このようなプロセスによって作製されたデモンストレーション品としてウェーハメーカーより市販されている直径 300 mm のウェーハの測定結果について示す。

図 2 にこの試料について X 線逆格子マップ測定と透過電子顕微鏡 (TEM) 測定によって結晶性評価を行った結果を示す。X 線逆格子マップ測定は、逆空間上で回折 X 線の強度をマッピングしたもので基板上の薄膜の格子ひずみや結晶性評価に用いられる。⁶⁾ 図 2a は下地 Si (001) 基板の 113 反射近傍の強度分布を示している。基板の 113 反射はひずみ Si 層の反射と比べ非常に強いので、マッピング時には除いている。基板の 113 反射から斜めに延びている散乱は、入射 X 線の角度広がりによるものであり、試料の構造とは本質的に関係がない。同様の測定を $\bar{1}\bar{1}3$ 反射近傍についても行い、ほぼ同じ位置にひずみ Si 層の反

図 2 (a) SC-sSOI ウェーハの 113 ブラッグ反射近傍の X 線逆格子マップ. (b) ひずみ Si 層の透過電子顕微鏡像. ((a) X-ray reciprocal space map around the 113 Bragg reflection of the SC-sSOI wafer. (b) Transmission electron microscopic image of the strained Si layer.)

射が観測されることを確認している。このことは、ひずみSi層の反射が基板の反射と異なる位置に観測されている要因が、貼り合わせ時の方位のずれではなく、ひずみSi層の格子ひずみによることを示している。これらの結果より、ひずみSi層が平均的には面内に約0.75%の引張りひずみを有していることがわかる。

図2bはTEMの測定結果を示しており、格子欠陥のない良好な結晶性を示している。少なくともTEMでは観察が困難なほどの低い欠陥密度であるということが出来る。

3. 広領域X線トポグラフィ (SPRING-8, BL20B2)

SPRING-8のBL20B2は偏向電磁石 (bending magnet) を光源とする中尺ビームラインで光源から測定位置まで約200 mの距離がある。そのため、試料位置で最大で横幅300 mmのX線を利用することが可能である。直径300 mmのウェーハでも試料を走査することなく一回の露出によりウェーハ全面の測定を行うことができる。ウェーハ全面の結晶性の均一性を議論する際に有効である。⁹⁾

図3 広領域X線トポグラフィでの実験配置の上面図(a)と側面図(b)と、SC-sSOIウェーハの113ブラッグ反射近傍の ϕ スキンの強度分布。(Schematic diagram of the experimental arrangement for the large-area X-ray topography and Intensity profile of ϕ scan around the 113 Bragg reflection of the SC-sSOI wafer.)

図3aとbは測定に用いた配置図を示している。ここでは、X線の試料表面への入射角とブラッグ条件の調整を独立で行えるような配置で測定を行った結果を示す。極薄膜からのX線トポグラフィを測定する場合、X線の入射角はX線の全反射臨界角よりわずかに大きいときが測定の効率が良い。臨界角よりも十分小さいと回折X線の強度が弱く、極近傍では表面のわずかなうねりでX線の試料への侵入長が変わってしまう。ここで示すような貼り合せ基板の場合は、基板の方位と薄膜結晶の方位の間に意図しないわずかなずれが存在するため、実際の測定においてこの配置はさらに有効となる。

図3cにX線の波長を0.071 nmとし、入射角(ω)を臨界角(0.1°)よりわずかに大きい 0.12° に固定したときの113ブラッグ反射近傍の ϕ スキンの強度プロファイルを示す。このような条件でもひずみSi層からの反射は基板の反射よりも2桁程度弱く、また、その半値幅が大きく広がっていることがわかる。しかしながら、2つの反射は完全に分離しており、ひずみSi層の反射を用いてX線トポグラフィを撮影すれば、基板とは完全に分離してひずみSi層のみの評価を行うことができる。ここでは基板表面に薄膜がある場合の結果を示すが、薄膜が埋め込まれた多層膜の場合でも、X線の反射を分離して測定することができればその層のみの情報を非破壊で得ることができる。これはX線を用いたときの大きな長所となっている。¹⁰⁾

図4aにこのひずみSi層の反射を用いて撮影したX線トポグラフィを示す。測定された実際の像は楕円状であるが、縦方向に拡大している。‘shadow’と表記した箇所から斜め方向に伸びている帯状のコントラストは試料固定用具の陰によるものである。さまざまなコントラストが観測されているが、これらはひずみSi層の結晶不均一性を示しており、X線トポグラフィによって初めて観測された分布である。図4bは、ウェーハを ϕ 軸周りに 0.05° ずつ回転させながら基板の反射を用いて多重露光した像である。基板の反射は回折条件が厳しいため、ウェーハのわずかな反りにより、1回の露出では帯状の部分しかブラッグ条件を満足しない。多重露光によって得られた縞模様のパターンはウェーハの反りの状態を示している。像の上部で縞模様が消え白く抜けた部分があるが、これはこの部分で急激にウェーハが曲がっていることを示している。その影響は、ひずみSi層にも見られており、その部分で濃いコントラストとして観察されている。

Si基板には通常その面内の結晶方位を示すためノッチ(notch)と呼ばれる切り欠きが外周部に造られている。このウェーハでは像の上方左側にノッチがあり[110]方向を示している(図4b)。対応するところをひずみSi層の像で見るとノッチ部から中心に向かって比較的強いコントラストの白い筋が走っている。これはノッチ自体が欠陥の発生の原因となっている可能性を示唆している。また、ひ

図4 (a) ひずみ Si 層の広領域 X 線トポグラフ. (b) 多重露出によって得られた Si 基板の X 線トポグラフ. ((a) Large-area X-ray topograph of the strained Si layer. (b) Multi-exposure topograph of the Si substrate.)

ずみ Si 層の像の中央付近を見ると直径 25 mm 程度の円状のコントラストがあることがわかる (矢印). これまでの経験から推測するとひずみ Si 層を貼り合わせる前の基板表面のわずかな凹凸によるものと考えられる. Si 結晶の不純物濃度がウェーハ中央付近でわずかに異なり, その違いが表面研磨時にわずかな凹凸を生成することがあり, 貼り合わされたひずみ Si 層がその凹凸に沿ってひずんでいると考えられる.⁹⁾

図 5a は ϕ 軸周りにさらに 0.5° ウェーハを回転させたときのひずみ Si 層の上半面中央部についての像である. 図 4a と比較するとその濃淡が反転していることがわかる. つまり, ひずみ Si 層の像で見られる数 cm 程度の大きさのまだら模様は, 構造の非晶質化や劣化などを示しているのではなく, 何らかの要因で回折条件がずれていることを示している.

図 4a で最も特徴的なのがウェーハ全面に観測されているクロスハッチパターンである. 図 5b は図 4a の点線の

図5 (a) 図 4a の条件から ϕ 軸周りに 0.5° だけ回転した位置で撮影されたひずみ Si 層の X 線トポグラフ. (b) 図 4a の点線内の拡大図. ((a) X-ray topograph of the strained Si layer at a ϕ angle rotated by 0.5 degrees from the condition of Fig. 4a. (b) Enlargement of the area indicated by dashed lines in Fig. 4a.)

枠内の拡大図であるが, $[110]$ 方向に沿って微細なパターンが確認できる. 4. で詳細を示すが, 像の分解能をさらに上げると数百 μm 間隔のクロスハッチパターンまで確認することができる. このクロスハッチパターンの要因は, パターンの類似性からひずみ Si 層形成時の下地 SiGe 層によると考えられる. 格子不整合による欠陥の発生をできるだけ減らすために, SiGe 層は Si 基板上に Ge 組成を徐々に増加させながら成膜されるが, 格子不整合起因のミスフィット (misfit) 転位の発生は避けられない. このミスフィット転位は直交する $[110]$ 方向に走るクロスハッチパターンを形成することが知られており,¹⁰⁾ ひずみ Si 層のパターンの要因であると考えられる. しかしながら, SC-sSOI 構造の場合, SiGe 層とはすでに分離されており, その後のプロセスを経て, ひずみ Si 層のどのような構造がこのようなクロスハッチパターンを形成するかを明らかにする必要がある.

4. ロッキングカーブ X 線トポグラフィ (PF, BL15C)

図 2a の逆格子マップではひずみ Si 層からの反射が広がって観測されている. これは X 線の照射領域内での結晶の不均一性を示しており, クロスハッチパターンの要因と関連していることが予想される. ひずみ Si 層の場合, その反射が逆空間上で広がる要因として, ひずみの不均一分布と格子面の傾斜分布を挙げることができる. このときの逆空間上での様子を模式的に図 6a に示した. ひずみの揺らぎでは $[001]$ 軸を対称に反射位置が移動し, 格子面の傾きの場合は原点を中心とする回転方向への変位となる. これらの変位をそれぞれの反射のロッキングカーブにおけるピーク位置でみると, ひずみの揺らぎは同じ方向の変位として観測され, 一方, 格子面の傾きは反対方向の変位

として観測されることになる(図6b, c). $[001]$ 軸について 180° 反転する対称な2つの反射について微小領域からのロッキングカーブを測定し、ピーク位置の和の半分がひずみによるピーク位置の移動量を示し、差の半分が格子面傾斜によるものとなる。ひずみおよび格子面傾斜の揺らぎの分布を取得するために、二次元検出器にCCDを用いた一連のトポグラフ測定をすることにより試料の各微小領域からのロッキングカーブを得た。

測定はPhoton FactoryのBL15Cで行った。この測定では 180° 反転する対称な2つの格子面が ω 軸と平行になるように ϕ 軸を調整し、ロッキングカーブの角度範囲において入射角が全反射臨界角より小さくならないように波長を選択した。検出器にはピクセルサイズが $23\ \mu\text{m}$ 角のCCD検出器を用い、 ω 軸周りで試料を回転させながら各

位置でのX線トポグラフを取得した。試料の ω 軸周りで回転により g ベクトル方向の像の縮尺が変化する。また、試料を ϕ 軸周りで 180° 回転させたとき、像が十分な精度で一致するとは限らない。ここではX線回折実験の前に測定領域の四隅にマーキングをしておき、トポグラフを撮影後位置の補正を行った。像の合わせ精度は $50\ \mu\text{m}$ 以下に抑えた。

図7に取得したトポグラフの一例を示す。数百 μm 間隔のクロスハッチパターンが明瞭に観察されていることがわかる。画素ごとにロッキングカーブを算出し、そのピーク位置、半値幅、積分強度をそれぞれの画素の値として画像化したものを図8に示す。トポグラフでは明瞭なクロスハッチパターンが観測されていたにもかかわらず、それぞれの画像は g ベクトルに垂直または平行なコントラストのみが強調された画像になっている。

同様の測定を $\bar{1}\bar{1}3$ 反射についても行い、ピーク位置の2つの画像について各画素の和と差の半分の画像化したものを図9に示す。図9aがひずみの成分を示しており、格子面傾斜の成分と比較するとほとんど濃淡のない像となっている。ひずみSi層のひずみ量の平均値は、面内方向への 0.75% の引張りひずみだが、この測定領域内のひずみの揺らぎは $0.75 \pm 0.02\%$ 以下と見積もることができる。一方、格子面傾斜成分の像は図8aのピーク位置分布の像と酷似しており、クロスハッチパターンの要因が $\pm 0.08^\circ$ の範囲の格子面の傾斜分布であることがわかる。

クロスハッチパターンが直交する2方向への格子面傾斜揺らぎによるものとする、図8に示した3つの像において g ベクトルに垂直または平行なコントラストのみが強調される理由は次のように考えることができる。 ω 軸を回転軸とする格子面傾斜があれば、その傾斜角度だけピーク位置が移動する。しかし、それに直交する微小な傾斜成分ではロッキングカーブのピーク位置はほとんど変化しない。そのため、ピーク位置の像(図8a)では ω 軸を回転軸とする格子面傾斜成分だけが強調されている。半値幅の像についても基本的には同じで ω 軸を中心とする格子面傾斜成分においてその変化量が大きいところで半値幅が増加する。一方、 ω 軸を回転軸とする格子面傾斜はその

図6 逆空間 (a) とロッキングカーブ (b, c) におけるひずみと格子面傾斜によるピーク位置変位の模式図。(Schematic drawings of peaks shifts due to lattice strain and inclination in reciprocal space (a) and rocking curves (b, c).)

図7 ω 軸周りに 0.02° ずつ回転しながら測定したX線トポグラフの一部。(A series of X-ray topographs obtained by changing the angle of ω in steps of 0.02° .)

図8 ω 軸周りに 0.02° ずつ回転しながら測定した一連の X 線トポグラフにおいて各画素のロッキングカーブのピーク位置 (a), 半値幅 (b), 積分強度 (c) を各画素の値として画像化したもの. (Images of the peak position (a), the full width at half maximum (b), and the integrated intensity of the rocking curves at each pixel in a series of X-ray topographs obtained by changing the angle of ω in steps of 0.02° .) 図中の値はグレースケールの範囲を示している.

ピーク位置を移動するものの基本的には積分強度には変化を与えない. しかし, 直交する傾斜は回折 X 線の方をわずかにそらし, 本来計測されるべき画素とは異なる画素で検出されることになる (図 10). 二次元検出器の画素と試料の位置の 1 対 1 の関係がずれ, ある画素ではより広い領域からの X 線が計測される一方で, 狭い領域からの X 線しか計測しない画素もでてくる. この回折 X 線の方のずれは, ω 軸周りのロッキングカーブ測定の間ほとんど変わらないので, 積分強度の強さにそのまま反映される. これが積分強度の像において g ベクトルに平行なパターンが強調される理由である.

5. おわりに

歴史的に見れば半導体デバイス用の Si 結晶の結晶性向

図9 113 と $\bar{1}\bar{1}3$ ブラッグ反射の X 線トポグラフを解析して得られたピーク位置の値について和の半分と差の半分の画像化した格子ひずみ分布 (a) と格子面傾斜分布 (b). (Images of the lattice strain (a) and the lattice inclination (b) obtained from the analysis of the X-ray topographs of the 113 and $\bar{1}\bar{1}3$ Bragg reflections.) 図中の値はグレースケールの範囲を示している.

図10 ω 軸に垂直な軸周りの傾斜をもつ格子面によって回折された X 線の方の分布. (Schematic drawing representing the distribution of X-rays diffracted by the lattice plain inclined around the normal direction to the ω axis.)

上と X 線トポグラフィとは密接な関係がある. 産業上の理由により Si 結晶には大口径でかつ高い結晶品質が望まれてきたが, その評価手法として X 線トポグラフィは結晶品質の向上に貢献してきた.¹¹⁾ Si 結晶が完全結晶に近づき, 結晶内の X 線波動場を取り扱う動力学的回折理論の研究や放射光利用による平面波を用いた実験的研究が盛んになった. 動力学的回折理論の進展は結晶のわずかなひずみ場の解析法や結晶を用いた X 線光学素子の開発へと発展していった. 半導体デバイスメーカーの経済状況は新聞などでいろいろ取りざたされているが, 日系のウェーハメーカーの Si ウェーハの世界シェアは現在でも 60 % 程度を維持している.

Si デバイスだけに限らず, 結晶材料の品質向上がその分野の発展のカギを握る場合がある. X 線トポグラフィの歴史は長い, 材料系が変わればそこには材料科学や回折現象としての新しい物理がある. X 線トポグラフィは結晶評価手法としてほかにはない特徴をもっており, 今後も結晶品質の向上に貢献していくものと考えている.

謝 辞

SC-sSOI ウェーハを御提供頂いた明治大学理工学部の小椋厚志教授に感謝いたします。本研究の一部は、大阪大学グローバルCOEプログラム「高機能化原子制御製造プロセス教育研究拠点」の支援によるものです。放射光回折実験はSPring-8とPhoton Factoryの利用課題において行われました。

文 献

- 1) I. K. Robinson: Surface Crystallography, in *Handbook on Synchrotron Radiation*, Vol.3, p.221, edited by G. Brown & D. E. Moncton. Amsterdam : North-Holland (1991).
- 2) B. K. Tanner: *X-ray Diffraction Topography*, Pergamon press (1976).
- 3) S. M. Sze and Kwok K. Ng: *Physics of Semiconductor Devices*, John Wiley & Sons, Inc. (2007).
- 4) M. L. Lee, E. A. Fitzgerald, M. T. Bulsara, M. T. Currie and A. Lochtefeld: *J. Appl. Phys.* **97**, 011101 (2005).
- 5) A. V. Y. Thean, T. White, M. Sadaka, L. McCormick, M. Ramon, R. Mora, P. Beckage, M. Canonico, X. D. Wang, S. Zollner, S. Murphy, V. Van Der Pas, M. Zavala, R. Noble, O. Zia, L. G. Kang, V. Kolagunta, N. Cave, J. Cheek, M. Mendicino, B. Y. Nguyen, M. Orlowski, S. Venkatesan, J. Mogab, C. H. Chang, Y. H. Chiu, H. C. Tuan, Y. C. See, M. S. Liang, Y. C. Sun, I. Cayrefourcq, F. Metral, M. Kennard and C. Mazure: *VLSI Tech. Dig.*, 134 (2005).
- 6) D. K. Bowen and B. K. Tanner: *High Resolution X-ray Diffractometry and Topography*, Taylor & Francis Inc., (1998).
- 7) S. Goto, K. Takeshita, Y. Suzuki, H. Ohashi, Y. Asano, H. Kimura, T. Matsushita, N. Yagi, M. Isshiki, H. Yamazaki, Y. Yoneda, K. Umetani and T. Ishikawa: *Nucl. Instr. and Meth. A* **467-468**, 682 (2001).

- 8) K. Fukuda, T. Yoshida, T. Shimura, K. Yasutake and M. Umeno: *Jpn. J. Appl. Phys.* **42**, L117 (2003).
- 9) T. Shimura, K. Fukuda, K. Yasutake and M. Umeno: *Eur. Phys. J. Appl. Phys.* **27**, 439 (2004).
- 10) T. Shimura, K. Kawamura, M. Asakawa, H. Watanabe, K. Yasutake, A. Ogura, K. Fukuda, O. Sakata, S. Kimura, H. Edo, S. Iida and M. Umeno: *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **19**, 189 (2008).
- 11) 阿部孝夫: シリコン, 培風館 (1994).

プロフィール

志村考功 Takayoshi SHIMURA
大阪大学大学院工学研究科生命先端工学専攻
Division of Advanced Science and Biotechnology,
Graduate School of Engineering, Osaka University
〒565-0871 大阪府吹田市山田丘2-1
2-1 Yamadaoka, Suita, Osaka 565-0871, Japan
e-mail: shimura@mls.eng.osaka-u.ac.jp
専門分野: 結晶工学

細井卓治 Takuji HOSOI
大阪大学大学院工学研究科生命先端工学専攻
Division of Advanced Science and Biotechnology,
Graduate School of Engineering, Osaka University
〒565-0871 大阪府吹田市山田丘2-1
2-1 Yamadaoka, Suita, Osaka 565-0871, Japan
専門分野: 半導体工学

渡部平司 Heiji WATANABE
大阪大学大学院工学研究科生命先端工学専攻
Division of Advanced Science and Biotechnology,
Graduate School of Engineering, Osaka University
〒565-0871 大阪府吹田市山田丘2-1
2-1 Yamadaoka, Suita, Osaka 565-0871, Japan
専門分野: 電子デバイス工学