内部酸化が SIMOX 埋め込み酸化膜の酸素欠乏性と絶縁破壊電界に及ぼす影響

学生員 薛 光 洙 (早稲田大学)

非会員 小 池 英 巳 (早稲田大学)

非会員 二 見 毅 (早稲田大学)

正 員 大 木 義 路 (早稲田大学)

Effects of internal oxidation on the oxygen deficiency and dielectric strength of buried oxide formed by the separation-by-implanted-oxygen (SIMOX) process

Kwang Soo Seol, Student member, Hidemi Koike, Non-member,
Tsuyoshi Futami, Non-member, Yoshimichi Ohki, Member (Waseda University)

Effects of internal oxidation on the buried silicon dioxide have been studied. The dioxide examined was the buried insulator in a silicon-on-insulator (SOI) structure fabricated by implantation of oxygen ions into Si, or the SIMOX process. The internal oxidation is an oxidation process given to the SOI structure after its fabrication. It was observed that the photoluminescence intensity due to neutral oxygen vacancies ($O_3\equiv Si-Si\equiv O_3$, " $\equiv$ " denotes bonds with three separate oxygens) increased after the internal oxidation. The oxide thickness and the number of E' centers ($O_3\equiv Si\cdot$, " $\cdot$ " denotes an unpaired electron) were also found to increase similarly. The measurements repeatedly done by changing the oxide thickness revealed that the increased part of oxide by the internal oxidation contains the vacancies with a similar density to the original part. It is concluded that the internal oxidation scarcely affects the oxygen deficiency of the oxide. It was also observed that the number of breakdowns at low electric fields remarkably decreased after the internal oxidation, indicating that electrically weak spots such as silicon pipes were effectively reduced.

キーワード：埋め込みシリコン酸化膜，シリカ薄膜，酸素欠乏性欠陥，SIMOX，絶縁破壊

1. まえがき

次世代の低消費電力の大規模集積回路 (VLSI) の製造に向けて，シリコン基板は従来のバルクシリコン基板から SOI (Silicon-On-Insulator) 構造を持つ基板 (SOI 基板) ヘシフトしつつある。SOI 基板は，内部に絶縁膜と表面にシリコンの極薄層を持ち，半導体素子を作った場合に素子の動作速度は落とさずに消費電力を従来のものより抑えることができる特徴を持つ。

現在，この SOI 基板を作る最も有望な技術として SIMOX (separation by implanted oxygen) が挙げられる。SIMOX 基板は，通常，加速電圧 180keV でドーズ量 $4\times 10^{17}\sim 2\times 10^{18}\text{cm}^{-2}$ で O^+ をシリコン基板に注入し，その後，数時間の熱アニール (1300~1350°C) の条件で形成する。特に，比較的ドーズ量の少ない，例えばドーズ量が約 $4\times 10^{17}\text{cm}^{-2}$ で形成した SIMOX 基板が注目されている。これは，高ドーズ注入で

作成したものと比べて，低コストで作成できるということと，貫通転位密度の低い表面シリコン層が得られるためである [1]。しかしながら，この低ドーズ SIMOX 基板の埋め込み酸化膜には高密度のシリコン柱，すなわち Si 原子の連結などのショーテイング・ディフェクトが存在することが知られている。これに対して，SIMOX 埋め込み酸化膜の形成後に高温 (1100~1350°C) で酸化することで，埋め込み酸化膜の膜厚が増加するのに伴い [2]，埋め込み酸化膜中のショーテイング・ディフェクトの密度が低下することが報告されている [3,4]。これは，SIMOX 基板を高温酸化する時，上部のシリコン膜を通った酸素によって，埋め込み酸化膜とシリコン膜の界面近傍からシリコン膜の酸化 (これを内部酸化と呼ぶ) が起こり，その結果として埋め込み酸化膜が上方へ成長すると同時に，埋め込み酸化膜中のシリコン柱なども酸化することによるとされている。このため，内部酸化プロセスは近年の低ドーズ SIMOX 基板製作に欠かせないものになりつつあ

る。

しかし、この内部酸化が SIMOX 埋め込み酸化膜の膜質に与える影響や内部酸化によって成長した部分の膜質などについては未だにわからない部分が多い。今回の研究では、フォトルミネッセンス法や電子スピン共鳴法を用いて、内部酸化が埋め込み酸化膜の酸素欠乏性に与える影響を調べると共に、破壊電界測定を通して絶縁特性における内部酸化の影響を調べた。

2. 実験装置および方法

SIMOX 基板は、p-type(100)Cz-Si 基板に、 O^+ イオンを加速電圧 180keV、ドーズ量 $3.7 \times 10^{17} \text{cm}^{-2}$ で注入し、 $\text{Ar}+O_2$ 雰囲気中で 1350°C の熱処理を 6 時間行い作製した。断面透過電顕で観察したところ、厚さ約 350~360nm の表面シリコン層と厚さ約 85~90nm の埋め込み酸化膜が形成されていた。次に、この SIMOX 基板を少量の Ar を混合した 1 気圧の O_2 雰囲気中 1350°C で高温内部酸化し、表面に厚さ約 650nm の酸化膜、その下に、厚さ約 60~70nm のシリコン層および約 125~130nm の埋め込み酸化膜を有する試料を得た。すなわち、内部酸化による埋め込み酸化膜厚の増大に伴い、元々あった埋め込み酸化膜に新たに約 40nm の酸化膜が追加された。実験遂行上、埋め込み酸化膜を露出させる必要があるため、HF 溶液を用いて上方の熱酸化膜を、ついで KOH 溶液を用いてシリコンを取り除いた。

測定手段として、フォトルミネッセンス測定には、KrF エキシマレーザ（発振波長：248nm [フォトンエネルギー = 5.0eV]、パルス幅：~20ns）、シンクロトロン放射光（岡崎国立共同研究機構内の分子科学研究所 UVSOR 施設の BL1B ライン）を励起光源として、試料からの発光を分光し、室温あるいは約 10K の温度で測定した。

SiO_2 へのプラズマ照射は、ESR（電子スピン共鳴）で検出できない反磁性点欠陥を検出可能な常磁性点欠陥に変えるということが知られている[5,6]。そこで、露出された埋め込み酸化膜に、13.56MHz（出力：60W）の高周波電源で励起された Ar プラズマ（ガス圧力：40Pa）を室温で照射し、誘起された常磁性欠陥を、ESR スペクトロメータ（JEOL RE-2XG）を用いて室温で分析した。観測された吸収スペクトルは、2 回積分し、DPPH(1,1-diphenyl-2-picrylhydrazyl) の標準サンプルと比較し、欠陥密度を見積もった。

破壊電界測定には、Au/ SiO_2 (埋め込み酸化膜)/p-Si の MOS 構造を作製し、Au 側に負のパルス幅 1 μs の方形パルス電圧を印加し、自己修復性破壊法を用いて破壊電界を測定した。この破壊電界測定に関する詳細は、既報を参照して頂きたい[7]。

3. 実験結果と考察

<3-1> 内部酸化が埋め込み酸化膜中の酸素欠乏性に与える影響 図 1(a)は、KrF エキシマレーザからの 5.0eV 光励起による、内部酸化前の埋め込み酸化膜からの発光スペクトルである。4.3eV と 2.7eV に中心を持つ二つの発光帯が観測で

きる。図 1(b)は 4.3eV 発光帯の発光励起スペクトルを示す。5.0eV と約 7.5eV に発光励起帯が観測される。このような発光帯とその励起帯は酸素空孔によるもので[8]、これらの発光は、試料が酸素欠乏であることを表している。また、異なるドーズ量 ($2 \times 10^{18} \text{cm}^{-2}$) で作成した SIMOX 埋め込み酸化膜でも同じ発光が観測された[9]ことは、酸素欠乏性が埋め込み酸化膜に共通の特性であることを示している。

図 1 内部酸化無しの埋め込み酸化膜からの 5.0eV 光励起による発光スペクトル(a)と 4.3eV 発光の発光励起スペクトル(b)

Fig.1. PL spectrum induced by 5.0 eV photons (a) and PL excitation spectrum for the 4.3 eV PL (b) from the buried oxide before the internal oxidation.

図 2 内部酸化を施した場合と施さなかった場合の埋め込み酸化膜に対し、エッチングを施したときの残存酸化膜厚と 4.3eV 発光強度の関係

Fig.2. Intensity of the 4.3 eV PL as a function of the remaining oxide thickness for oxides with and without the internal oxidation.

発光強度の空間的な依存性を調べるために、埋め込み酸化膜を HF 溶液でエッチングし、その厚さを変化させた。図 2

は、残存埋め込み酸化膜厚に対する 4.3eV 発光強度を示す。破線と白抜き四角、実線と黒丸は、それぞれ内部酸化を行う前後での埋め込み酸化膜に対する結果を示している。埋め込み酸化膜からの発光強度は内部酸化により 1.6 倍になっている。同時に、埋め込み酸化膜厚は、1.5 倍になっている。また、図 2 を見ると、内部酸化の有無に関わらず、エッチングによる埋め込み酸化膜厚の減少と発光強度の減少は完全に一致している。この事実から、内部酸化による発光強度の増加は、膜厚の増加によるものであり、増加した埋め込み酸化膜部分は、元々あった埋め込み酸化膜と同程度の酸素空孔を含んでいることがわかる。また、この結果より、内部酸化には、元々あった埋め込み酸化膜の酸素欠乏欠陥の数を減らす働きはないことがわかる。これは内部酸化がシリコン柱を効果的に無くすプロセスであるという報告[3,4]とは対照的である。次節で詳しく述べるが、本研究においても内部酸化により著しい低電界での絶縁破壊は生じなくなる。この理由は、おそらくシリコン柱の減少によると思われる。結局、内部酸化は極端に酸素が欠乏しているシリコン柱を酸化し絶縁性にする働きは有しているようであるが、酸素欠乏性を完全に解消させる働きは有していないと思われる。

図 3 は、内部酸化を行い、Ar プラズマを 30 分間照射した埋め込み酸化膜の ESR スペクトルを示す。このスペクトルは、 E'_γ 中心($O_3 \equiv Si \cdot 'Si \equiv O_3$, $\cdot$ は不対電子, $\equiv$ は 3 個の O との結合を表す)に相当する。ESR 信号はプラズマ照射をしないときには検出されないため、プラズマ照射は、次のような反応を起こして、酸素空孔を E'_γ 中心に変えると考えられる。

図 4 は、内部酸化を施した場合と施さなかった場合の埋め込み酸化膜における、 E'_γ 中心の面積密度とプラズマ照射時間の関係を示す。比較のために、内部酸化により増大した酸化膜部分をエッチング除去した試料および内部酸化の形成時にできた表面の熱酸化膜における同様の関係も記している。さらに、両試料に対してプラズマを照射したのち、エッチングにより膜厚を減じながら求めた E'_γ 中心の面積密度を図 5 に示す。 E'_γ 中心の面積密度と残存膜厚の間には良好な比例関係が見られている。さらに図 5 には内部酸化により増大した酸化膜部分を除去してからプラズマを当てたときの E'_γ 中心の密度も示しているが、同一膜厚における他の 2 試料の測定値とほぼ一致している。これらの特性は、プラズマによる常磁性化の効果が少なくとも深さ 130nm までは均一に生じ

ていることを示している。熱酸化膜については、誘起される E'_γ 中心の絶対数が少ないため、図 5 のような検討ができなかったため、プラズマの効果が熱酸化膜全体に及んでいるかは確認できなかった。しかし、前述したように 130nm まではほぼ均一な効果を有していることから、650nm においても相応の効果は有しているものと判断される。このように考えて算出した E'_γ 中心の飽和体積密度を面積密度や酸化膜の厚さとともに表 1 に示す。

図 3 内部酸化後の埋め込み酸化膜に Ar プラズマを照射した時の ESR スペクトル

Fig.3. ESR spectrum induced by the Ar plasma exposure for the buried oxide with the internal oxidation.

図 4 内部酸化を施した場合と施さなかった場合の埋め込み酸化膜および熱酸化膜におけるプラズマ照射時間に対する E'_γ 中心の密度の変化

Fig.4. Growth curves of E'_γ centers as a function of the plasma exposure time for buried oxides with and without the internal oxidation and thermal oxide.

表 1 様々な酸化層の厚さと E'_γ 中心の飽和値
Table 1. Saturation level of E'_γ centers for various SiO_2 films.

試料	厚さ [nm]	面積密度 [10^{13}cm^{-2}]	体積密度 [10^{17}cm^{-3}]
内部酸化前の埋め込み酸化膜	90	~7	~78
内部酸化後の埋め込み酸化膜	130	~11	~85
内部酸化で増えた部分を除去した埋め込み酸化膜	90	~6	~67
熱酸化膜	650	~1	~1.5

内部酸化をした埋め込み酸化膜の飽和面積密度 約 $1.1 \times 10^{14} \text{cm}^{-2}$ は、内部酸化前に埋め込み酸化膜で観測された飽和値 $7 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$ の約 1.6 倍の値となっている。この 1.6 倍という比は、膜厚の増加分の比に近い。さらに、内部酸化で埋め込み酸化膜の増加した部分を除去した時、飽和値は $6 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$ になり、内部酸化前に観測された密度と非常に近い値となっている。さらに、図 5 に示したように、内部酸化の有無は面積密度の残存膜厚依存性に殆ど影響を与えていない。これらの結果は、内部酸化による E'_γ 中心の数の増加は、図 2 の発光測定の結果と同様に、埋め込み酸化膜の厚さが増加したことで単純に説明できることを示している。なお、上記 E'_γ 中心の飽和値は必ずしも存在していた酸素空孔の全体量であるとは限らず、酸素空孔のある一定割合がプラズマ照射により E'_γ 中心に変換されていれば同じ議論が成り立つ。ただし、プラズマ照射は、X 線や γ 線の照射といった他の手法と比べて、効果的に酸素空孔を E'_γ 中心に変えると知られている[5,10]ので、表 1 に示した体積密度は、前駆体である酸素空孔密度にある程度近い値と考えてもよいと思われる。図 4 で他に重要なことは、埋め込み酸化膜と熱酸化膜の間での E'_γ 中心の密度の大きな相違である。これは、SIMOX 埋め込み酸化膜が熱酸化膜より酸素空孔をはるかに多く含んでいるという、以前の我々の報告と一致している[9]。

〈3・2〉 内部酸化が埋め込み酸化膜の絶縁破壊電界に及ぼす影響 埋め込み酸化膜の破壊電界測定の結果を図 6 に示す。図 6 は、内部酸化を行わなかった埋め込み酸化膜（膜厚：～85nm）と内部酸化を行った埋め込み酸化膜（膜厚：～125nm）における自己修復性破壊の回数と破壊電界の関係を示している。破壊回数が増えるにつれて、破壊電界が上昇し、飽和しているのがわかる。内部酸化を行った埋め込み酸化膜では初期の低電界（～8.9MV/cm 以下）で破壊が生じる回数が著しく減少している。これは、実用的、工業的見地からは極めて重要なことであり、内部酸化により埋め込み酸化膜膜内のシリコン柱に代表されるショーテイング・ディフェクトの数が確かに著しく減少することを示している[4]。

一方、物理学的な限界としての真性破壊電界値の目安を与えるであろう最大破壊電界値は、内部酸化による埋め込み酸化膜の膜厚の増加に伴って減少するのが観測された。すなわち、内部酸化により破壊電圧は上昇しているが、膜厚がそれ以上に 50% 近くも増えているために破壊電界値は減少している。我々は、酸素空孔は SiO_2 の絶縁破壊を引き起こす欠陥の 1 つであることを指摘した[7]。しかしながら、〈3・1〉で述べたように埋め込み酸化膜中の酸素空孔の密度は変わっていないことから、この減少は酸素空孔の増加によるものではない。むしろ、次に述べるように、このような膜厚増加に伴う破壊電界の減少は、本試料のような薄膜絶縁体については当然のことである。

まず、この最大破壊電界値の低下の原因を探るために、最大破壊電界の膜厚依存性を調べた。その結果を図 7 に示す。図 7 より、エッチングによる埋め込み酸化膜の膜厚の減少に伴って、最大破壊電界値が増加していることがわかる。

ここで、電子なだれ機構による破壊モデル[11]を仮定してみる。熱破壊が無視でき、電極よりの注入電荷による単一なだれが破壊を引き起こすとき、次の (2)、(3) 式が成り立つ[12]。すなわち、Shockley の式[13]によれば、電離係数 α は次式で与えられる。

$$\alpha = c \exp(-\varepsilon_i / e F_0 \lambda) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 c ：定数、 ε_i ：衝突電離のしきい値エネルギー、 F_0 ：破壊電界、 λ ：平均自由行程。

破壊を生じるのに必要な電子数を N_0 とすれば、次式で与えられる。

図 5 内部酸化を施した場合と施さなかった場合の埋め込み酸化膜に対し、エッチングを施したときの残存酸化膜厚とプラズマ誘起 E'_γ 中心の密度の関係

Fig.5. Density of the plasma induced E'_γ centers as a function of the remaining oxide thickness for oxides with and without the internal oxidation.

図 6 内部酸化を施した場合と施さなかった場合の埋め込み酸化膜における自己修復性破壊の回数に対する絶縁破壊電界の変化

Fig.6. Change in dielectric strength during repeated measurements of self-healing breakdowns for buried oxides with and without the internal oxidation.

$$N_0 = N_0 \exp(\alpha d) \dots\dots\dots(3)$$

ここで、 N_0 ：初期電子数、 d ：膜厚。

(2)，(3) 式を変形すると、破壊電界の式は、

$$F_b = \frac{1}{K_1 \log d + K_2} \dots\dots\dots(4)$$

となる。ここで、

$$K_1 = \frac{e\lambda}{\epsilon_i}, K_2 = K_1 \log\left(\frac{C}{A}\right), A = \log\left(\frac{N_0}{N_0}\right) \dots\dots\dots(5)$$

である。図7に示した測定値を(4)式に最小2乗近似することにより、図7の曲線が得られた。このとき、

$$K_1 = 5.42 \times 10^{-10}$$

$$K_2 = 9.72 \times 10^{-9}$$

であった。さらに、 ϵ_i は一般に光学ギャップエネルギーの1.5倍程度が適当であるとされている[14,15]ので、 SiO_2 の光学ギャップエネルギー8[eV]より、 $\epsilon_i = 12$ [eV]を(5)式の第一式に代入すると、平均自由行程 λ は約6.5nmと算出される。この値は、プラズマCVD法により作成したTEOS- SiO_2 における電子の平均自由行程5~6nm[16]や熱酸化膜における平均自由行程3.2nm[17,18]に近い値である。すなわち、この結果は埋め込み酸化膜の最大破壊電界値の変化は電子なだれによる破壊モデル[11]で説明できることを意味する。つまり、内部酸化による膜厚の増加によって、電極より注入された電子がなだれ増倍する回数が増え、より低い電界でも破壊に必要な数にまで増倍されることを意味する。したがって、最大破壊電界が低下したことは、電子なだれによって破壊が生じていることから必ずもたらされる物理学的必然性であって、内部酸化により膜質が劣化したとか、欠陥密度が増大したとか言ったことが原因ではない。また、内部酸化有りの埋め込み酸化膜をエッチングし低減させた膜厚に対して得られた破壊値と、同一膜厚における内部酸化無しの埋め込み酸化膜の破壊値が一致していることは、図2で内部酸化による膜厚増加分を取り去ったときに発光強度が元々の埋め込み酸化膜と一致していることと符合しており、内部酸化が最大破壊電界値を決める物理量には影響を与えていないことを示している。

4. むすび

SIMOX 基板の埋め込み酸化膜に関する内部酸化効果を調べた。得られた結果は、次の通りである。

(1) 内部酸化によって、埋め込み酸化膜の膜厚は増加する。発光とESR測定から、埋め込み酸化膜の増加した部分の酸素欠乏性は、元々あった埋め込み酸化膜とほぼ同じであり、熱酸化膜と比べればはるかに欠乏性が高いことがわかった。

(2) 自己修復性破壊法による絶縁破壊測定によれば、初期の低電界での破壊を生じる回数は内部酸化により著しく減少する。これは、内部酸化によりシリコン柱などの弱点部

が著しく減少することを示唆しており、実用的見地からは内部酸化法は有効であることがわかった。また、内部酸化によって、最大破壊電界値の低下が観測されたが、これは内部酸化により埋め込み酸化膜の膜厚が増加することによる必然的なものであり、膜質の劣化によるものではない。破壊値の膜厚依存性から見積もった電子の平均自由行程は約6.5nmであった。

図7 内部酸化を施した場合と施さなかった場合の埋め込み酸化膜における最大絶縁破壊電界の酸化膜厚依存性。実線は、単一電子なだれ破壊を仮定したときの計算値を示す。

Fig.7. The maximum dielectric strength as a function of the oxide thickness for buried oxides with and without the internal oxidation. The solid curve shows calculated values based on the single avalanche theory.

5. 謝辞

ESR 測定等について日頃ご指導賜わる本学理工総研義昌教授に感謝致します。本研究は、文部省より科研費(09450132)ならびに1997年度ハイテクリサーチセンター研究費の助成を受け、さらに、川鉄21世紀財団の支援を受けた。また、シンクロトン放射光を用いての測定は平成8、9年度UVSOR共同研究として行われた。

(平成9年12月8日受付、平成10年3月12日再受付)

文 献

- [1] S. Nakashima and K. Izumi, J. Mater. Res. 8, 523 (1993).
- [2] Y. Takahashi, T. Ishiyama, and M. Tabe, Appl. Phys. Lett. 65, 2987 (1994).
- [3] B.J. Mrstik, P.J. McMarr, H.L. Hughes, M.J. Anc, and W.A. Krull, Appl. Phys. Lett. 67, 3283 (1995).
- [4] K. Kawamura, J. Nakashima, I. Hamaguchi, T. Yano, Y. Nagake, and M. Tachimori, in Proceedings of the 1995 IEEE

- International Conference on SOI, p. 156.
- [5] R.A.B. Devine, J-L. Leray, J. Margail, Appl. Phys. Lett. 59, 2275 (1991).
- [6] K. Vanheusden and A. Stesmans, J. Appl. Phys. 74, 275 (1993).
- [7] K. Ishii, D. Isshiki, Y. Ohki, H. Nishikawa, and M. Takiyama, Jpn. J. Appl. Phys., 34, 205 (1995).
- [8] R. Tohmon, H. Mizuno, Y. Ohki, K. Sasagane, K. Nagasawa, and Y. Hama, Phys. Rev. B 39, 1337 (1989).
- [9] K.S. Seol, A. Ieki, Y. Ohki, H. Nishikawa, and M. Tachimori, J. Appl. Phys. 79, 412 (1996).
- [10] R.A.B. Devine, D. Mathiot, W.L. Warren, D.M. Fleetwood, and B. Aspar, Appl. Phys. Lett. 63, 2926 (1993).
- [11] 石井・大木: 電学論 A, 112, 188 (1992-3).
- [12] 有井・木谷・犬石: 電学論 A, 93, 313 (1973-8).
- [13] W. Shockley, Solid-State Electronics 2, 35 (1961).
- [14] R. A. Logan, H. G. White, J. Appl. Phys. 36, 3945 (1966).
- [15] 白藤・犬石: 応用物理 39, 508 (1971-10).
- [16] 高見・石井・大木: 第44回春季応物 29a-A-6
- [17] S. Tam, P-K. Ko, C. Hu, IEEE Trans. Electron Devices, ED-31, 1116 (1984).
- [18] D. R. Young, J. Appl. Phys. 47, 2098 (1976).

薛 光洙

(学生員) 1970 年 1 月 5 日生。1994 年 2 月韓国高麗大学大学院理工学研究科材料工学専攻修士課程修了。1995 年 4 月早稲田大学大学院理工学研究科電気工学専攻博士後期課程入学, 1997 年 4 月同大学理工学部助手, 現在に至る。シリコン酸化膜および窒化膜中の欠陥の光学的評価の研究に従事。1996 年電気学会論文発表賞受賞。博士(工学)。

小池 英巳

(非会員) 1973 年 7 月 6 日生。1996 年 4 月早稲田大学大学院理工学研究科電気工学専攻修士課程入学。シリコン酸化膜中の欠陥の物性評価の研究に従事。

二見 毅

(非会員) 1973 年 8 月 5 日生。1997 年 4 月早稲田大学大学院理工学研究科電気工学専攻修士課程入学, 現在に至る。シリコン酸化膜および窒化膜中の欠陥の物性評価の研究に従事。

大木 義路

(正員) 1950 年 12 月 21 日生。1978 年 3 月早稲田大学大学院博士課程修了。1976 年 4 月同大学理工学部助手。現在, 同教授。工学博士。無機および有機誘電体材料の電気物性と光物性の研究に従事。1989 年および 1997 年電気学会論文賞, 1995 年矢崎学術賞受賞。