

日 本 大 学 工 学 部 紀 要

第 57 卷 第 2 号

平成 28 年 3 月

日 本 大 学 工 学 部
工 学 研 究 所

目 次

工 学 編

既存木質系混構造の設計についての考察

－ 1階が壁式鉄筋コンクリート造の場合 －

.....五十嵐 賢次・千葉 正裕 (1)

Summary of Characterizations of Sol-Gel-Derived Crystalline HfO_2 , ZrO_2 , $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ Thin Films

.....on Si (001) Wafers with High Dielectric Constant

.....Hirofumi SHIMIZU・Toshikazu NISHIDE (7)

総合教育編

高嶺秀夫(会津出身)の『教育新論』(明治18-19年刊)における「体育」の概念

－ 知・徳・体の調和との関係 －

.....中野 浩一 (29)

東浩紀編『福島第一原発観光地化計画』に対する学生たちの反応 ― 授業実践の分析

.....菅原 潤 (37)

不当な表示に関する法規制の現状と今後の課題

－ 内閣総理大臣が指定する告示を中心として －

.....山田 朋生 (43)

工 学 編

既存木質系混構造の設計についての考察

— 1階が壁式鉄筋コンクリート造の場合 —

五十嵐 賢次*・千葉 正裕**

Consideration about the Design of Existing Mixed-Structure of Woody Type

— Case of Reinforced Concrete Boxed Wall-Buildings in the first floor —

Kenji IGARASHI* and Masahiro CHIBA**

Abstract

The mixed-structure of woody type is a house from to be seen in the snowiness area. The style that is wooden in the 2-3 floor in RC structure in the first floor. When assume the first floor reinforced concrete boxed wall-buildings, the second floor slab must assume it RC members on the law. When calculate an earthquake power of each floor, because there is RC floor slab, RC bearing wall catches the shear stress degree equally. However, regard it as high-floor above-ground house-type, there is an area omitting RC floor slab. As for the RC bearing wall, quantity of necessary wall is decided. When omit RC floor slab, place RC bearing walls under the wooden bearing walls.

This paper confirmed the stress behavior of the RC bearing walls in a case study and inspected it about safety. Quantity of necessary wall of the first floor by the specifications rule is 3-story numerical value of RC structure. The shear stress degree that RC bearing wall can afford with the mixed-structure with the wooden structure.

Key words: 木質系混構造, 壁式鉄筋コンクリート造, 床スラブ

1. はじめに

木質系混構造とは、1階若しくは1・2階が鉄筋コンクリート造（以下、RC造）あるいは鉄骨造で、その上階に木造が載る構造形式である。これらは多雪地域における住宅の一種で1階が車庫等でRC造、2・3階が住居で木造からなる様式が多く見られる。

木質系混構造の設計については、「木質系混構造建築物の構造設計の手引き」¹⁾に記載され（以下、手引書）、2012年に改訂されて現在に至る。それ以前も同じ機関より「3階建て混構造住宅の構造設計の手引き」²⁾が存在したが、その様式については不明瞭な箇所が存在し、地域ごとに解釈の仕方が異なっていた。それは例えば手引書におけるRC部の階数の捉え方等である。

現行版手引書ではその適用範囲について、図を交えて明確に文章化されており、設計者あるいは確認機関にとってはよりどころの規準として位置づけられている。

ここでは現行版以前に竣工した既存建築物において、不明瞭な部分をこれまでの慣例化に倣って設計した建物は、現行版で明瞭化された箇所について法適合しない建築物となるが、実際に建設されて居住しており、その耐震性についての検証をするものである。

2. 手引書の概要

手引書が対象とする建物自体は混構造であり、高さ方向に構造が異なる併用構造の一種である。建築基準法施行令および平19国交告第593号³⁾により設計ルートを選択ができるが、その用途は住宅が殆どである。手引書ではより簡易的に設計ができるようRC部を鉄筋コンクリート造、若しくは壁式鉄筋コンクリート造のルート1の扱いとし、木造部も一般的な住宅の設計として行う等の方法も提示し、特定行政庁あるいは確認検査機関での審査のみで確認済み証が交付されることになる。

これまで不明瞭で現行版手引書で明確化された部位は、RC床スラブの存在である。鉄筋コンクリート造とした場合は、適正な梁幅を確保することで床面剛性を確保したとみなされ、床スラブを省略することができるとされている。

一方、壁式鉄筋コンクリート造の場合は平13国交告第1026号⁴⁾の仕様規定に従うことでルート1相当にすることができ、その場合にRC床スラブの存在は必須となる。例えば、床スラブを省略した場合は仕様規定から外れるためにルート3扱いとなり、それに併せて木造部もルート3にする必要があり、建物自体は構造計算適合性判定による審査を受けることになる。

1階を壁式鉄筋コンクリート造とする場合では、昔からの慣例で高床式住宅の一種と捉え、高基礎の要領でRC床

平成27年10月28日受理

* 新潟工科大学工学部建築学科

** 日本大学工学部建築学科

スラブを省略してきた地域が存在する。高基礎は多雪地域で見られる基礎の立上りを大きくしたもので、各地域の条例によりその高さが決められており、高基礎とした場合には階に算入されない。また基礎であることから頂部には床スラブを必要としない等が手引書に記載されている。

現行版手引書および告示第1026号において、その仕様では適用から外れることが明確になり、これまで床スラブを設けずに竣工した住宅は、結果として違反建築に相当する。しかしながら刊行に伴う講習会の後に報告されたQ & Aでは、この件についての問い合わせも数件が文章化されており、潜在的このタイプの混構造住宅が多いことが窺える。

またこれまでの慣例があるので、現行版が刊行されたからといって新規物件に対してすぐに適用することは難しく、移行の準備期間を含めても1～2年程度は要する。

本研究は1階を鉄筋コンクリート造、2・3階を木造とする木質系混構造において、1階部分を壁式鉄筋コンクリート造とした場合の2階RC床スラブを省略した場合について、その耐震性を検証するものである。

3. 手引書の方針

手引書の中には今回対象とする建物について、1階部分を平13国交告第1026号、2・3階を「木造軸組工法住宅の許容応力度設計（2008年度版）」⁵⁾により設計する方法も示されている。

建物としては混構造であるので、特に地震荷重については木造部分の A_i 分布は1階部分の地震力算定用重量を2

階部分の地震力重量の2倍として計算するため、各階の支える重量比 α_i は2階では $\alpha_2=0.5$ を採用することが注意点として挙げられる。

各階に生じる地震力に対して木造耐力壁、RC耐力壁が抵抗するので、木造床、RC床には相応の面内剛性が要求される。また木造耐力壁が負担するせん断力はアンカーボルトを介して下階に伝達される。

特に壁式鉄筋コンクリート造は、平均せん断応力度法を用いており、1階に生じる地震力を方向別に Σ （壁長×壁厚）で除して算定するため、壁頂部に位置するスラブは剛床である必要がある。

4. RC床スラブを省略した場合

RC床スラブを省略すると、2階床の剛床仮定が成立しない。そのことにより、いくつかの注意点が挙げられる。剛床ではないために、平均せん断応力度法は使用できないことになる。従って、1階のRC壁が負担する地震力は、2階床の面積比負担となる筈である。外周のみにRC壁が存在すれば負担面積は1/2となるが、内部にも壁がある場合には壁毎に支配面積が違って来る。ゾーニングによる検討では各構面の剛性の違いによる変位差も考えられるが、実状では壁剛性が大きいため不具合が生じるに至らない。

また剛床が成立しないことにより、偏心率についても重心・剛心を求める必要がなく、そのための制限を受けないことを意味する。

床スラブが存在する場合は壁頭部の剛性も大きくなるために適切な反曲点高比を設定して壁頭・壁脚モーメントが生じ、壁梁・基礎梁に伝わり断面設計している。床スラブがない場合は壁頭部剛性が小さいため、ほぼ片持ち壁とみなされて壁脚モーメントが大きくなる。これは基礎梁にそのまま伝わるので、相応の配筋量が必要となる。

5. 壁式鉄筋コンクリート造の仕様規定

手引書では平13国交告第1026号、および施行令第78号の2での仕様規定として以下を提示している。

- ① 階高 $\leq 3.5\text{m}$
- ② 壁量 $\Sigma 2.5\alpha A_w + \Sigma 0.7\alpha A_c \geq ZW A_i$
- ③ 設計用せん断力 $Q_D = \min(Q_L + 2Q_E, Q_0 + Q_y)$
- ④ 設計基準強度 $F_c \geq 18\text{N/mm}^2$
- ⑤ 基礎梁は一体のRC造
- ⑥ 床版・屋根版はRC造かつ、水平力を耐力壁・壁梁に伝達する構造
- ⑦ 壁長 $\geq 45\text{cm}$
- ⑧ 頂部・脚部を壁梁（幅 \geq 壁厚）に緊結
- ⑨ 耐力壁のつり合い良い配置
- ⑩ 壁量 \geq 規定値（表1）
- ⑪ 壁厚 \geq 規定値（表2）
- ⑫ 壁筋の鉄筋比 \geq 規定値（表3）

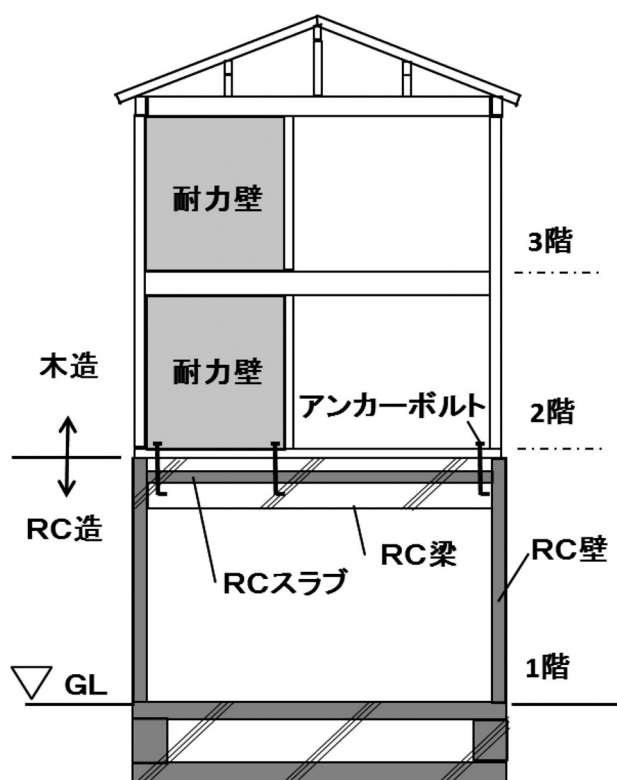


図1 木質系混構造（壁式鉄筋コンクリート造）

- ⑬ 壁梁せい $\geq 45\text{cm}$
- ⑭ 複筋梁
- ⑮ 主筋径 $\geq 12\text{mm}$
- ⑯ あばら筋比 $\geq 0.15\%$

表1 壁量の規定値

階	必要壁量(床面積に乗じる値)
地上階	最上階から数えた階が4および5の階
	15 cm/m^2
	その他の階
	12 cm/m^2
地階	20 cm/m^2

表2 壁厚の規定値

階	耐力壁の厚さ
地上階	地階を除く階数が1の建築物
	12cm かつ、hs/25
	地階を除く階数が2の建築物
	15cm かつ、hs/22
	地階をのぞく階数が3以上の建築物
	最上階
	15cm かつ、hs/22
	その他の階
	18cm かつ、hs/22
地階	18cm かつ、hs/18

注 支点間距離との割合は WRC 指針による

表3 鉄筋比の規定値

階	鉄筋比
地上階	地階を除く階数が1の建築物
	0.15%
	地階を除く階数が2以上の建築物
	最上階
	0.15%
	最上階から数えた階数が2の階
	0.20%
	その他の階
	0.25%
地階	0.25%

対象とする建物は1階がRC造として該当するので、3階建ての1階の必要壁量、壁厚さ、鉄筋比を適用することになる。また⑥の床・屋根スラブについてはWRC指針⁶⁾に緩和規定があり、平屋、若しくは2階の屋根スラブについては鉄筋コンクリート造でなくてもよいとされている。その根拠としては、WRC規準⁷⁾で壁式鉄筋コンクリート造の試算がされているが、該当部分の屋根を受ける壁が負担するせん断応力度が $0.16\sim 0.17\text{N}/\text{mm}^2$ と短期許容せん断応力度と比較しても小さく、耐震的にかなり余力を有していることが挙げられる。

6. 床スラブ省略した場合の設計

RC床スラブを省略した地域での木質系混構造の設計をみると特徴としては、以下の2点である。

- ・2階床は24mm 構造用合板を使用
- ・2階木造耐力壁の下に1階RC耐力壁を配置

手引書の考えは、各階の地震力を算出し、各階の耐力壁に負担させるために剛床である必要がある。

一方、RC床スラブを省略した場合の設計者は、2階の耐力壁を直接1階のRC壁で受けて連層として地震力を負担する。2階の固定・積載荷重については、木造合板で1階のRC耐力壁まで伝達させる考えである。

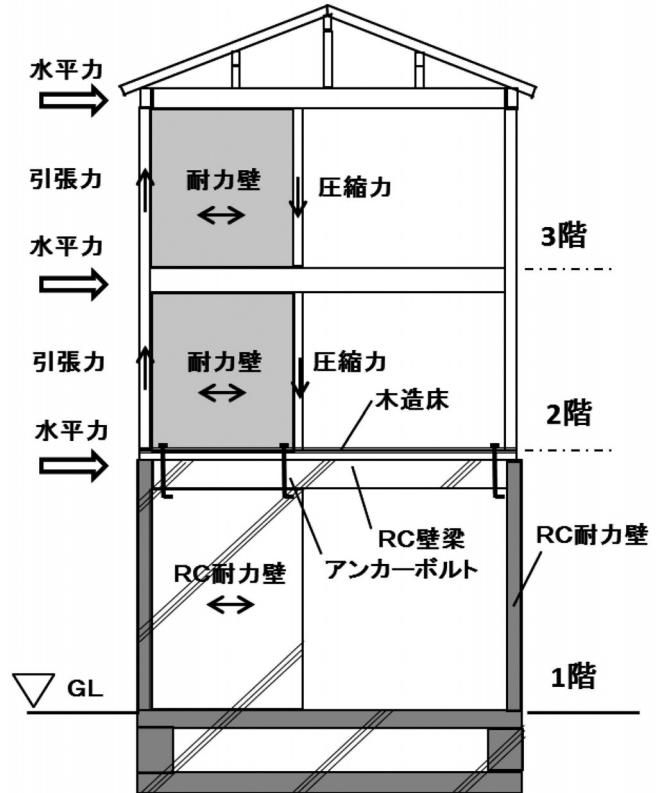


図2 RCスラブを省略した場合の様式

7. 外周のみに耐力壁がある場合

具体的にRC床スラブを省略した場合の設計の検証を行う。木造部分は必要壁量相当を配置し、それに対しての1階RC壁の配置による地震力負担を検証する。木造部分の壁量は目安として建築基準法施行令第46条が挙げられる。但し、この数値は一般地域の該当するものであり、屋根仕様により2種の各階の必要壁量が示される。

木質系混構造は多雪地域での適用が多く、令第46条による数値では過小評価となるため、表4に示す平13国交告

表4 積雪時の必要壁量

地域	係数を乗ずる階 (cm/m^2)					
	平屋建	2階建		3階建		
		1階	2階	1階	2階	3階
積雪1mの地域	25	43	33	60	51	35
積雪2mの地域	39	57	51	74	68	55

注) 積雪1~2mの地域では、直線補間によって求める。

在来工法については規定がない。

1541号⁸⁾による枠組壁工法による告示を採用する。この数値は、積雪2mまでの必要壁量に適用され、実際に設計者も設計時に必要壁量として採用する場合がある。

積雪2mとして、3階建ての2階部分の必要壁量は $68\text{cm}/\text{m}^2$ である。

この数値は木造3階建ての場合であるが、地震力算出の際、建物の各階が同じ重量と仮定すると、2階床が負担する重量比は $a_2=0.667$ となる。1階がRC造となった場合は1階の重量が増えるが、混構造で手引書に従うと下限値 $a_2=0.5$ となる。 a_2 が小さくなることにより、 A_i は大きくなるが、各階の階高を3mとするとその数値は約1.1倍である。従って、2階の必要壁量は $68 \times 1.1 = 75\text{cm}/\text{m}^2$ とする。

表1より3階建ての1階RC壁の必要壁量は $12\text{cm}/\text{m}^2$ である。またRC床スラブを省略する場合、木造耐力壁の下にはRC耐力壁が存在する。つまり、RC耐力壁の必要壁量は告示に規定されるが、ここでは木造耐力壁の配置によって決定されることになる。

木造壁量は壁倍率 \times 長さの総量で算定するが、壁倍率の最大値は壁量計算で5、許容応力度設計とする場合に短期許容せん断力 $13.72\text{kN}/\text{m}$ （壁倍率7）までを見込むことが出来る。2階木造壁量と1階RC壁量との比は $75/12=6.25$ であり、壁倍率7を採用することでRC壁の負担せん断力が大きくなるために安全側となる。実際は壁量計算も満足させるために木造耐力壁の配置が多くなり、それに伴いRC耐力壁も増加するのでより安全側となる。2階壁量から1階壁量を算出すると、 $75/7=10.7\text{cm}/\text{m}^2$ となるために $12\text{cm}/\text{m}^2$ の規定値はそのまま採用することにする。

また壁は平面の四隅に設ける必要があるために、最低4枚が必要となりモジュールを91cmとした場合に負担せん断力が最大になるのは $5.46\text{m} \times 5.46\text{m}$ の平面である。

RC耐力壁が負担するせん断力としては、

- 1) 2階木造耐力壁の負担せん断力 Q_1
- 2) 2階床固定荷重による地震力 Q_2
- 3) 2階床積載荷重による地震力 Q_3
- 4) 1階RC壁梁自重による地震力 Q_4
- 5) 1階RC耐力壁自重による地震力 Q_5

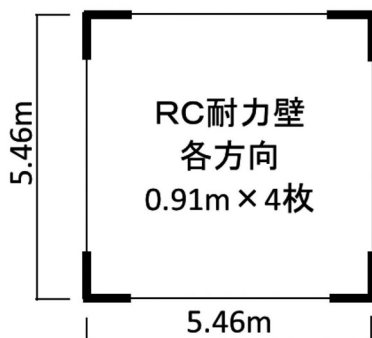


図3 外周に耐力壁がある場合

このうち、2)～5)に関しては地震力として $C_0=0.2$ が作用することになる。なお木造耐力壁の負担せん断力は

1. $96\text{kN}/\text{m}$ であり、これに壁倍率を乗じることで算出する。

2階床の固定荷重としては間仕切り壁も含めて $500\text{N}/\text{m}^2$ 、積載荷重としては居室の地震時として $600\text{N}/\text{m}^2$ を採用する。壁梁のせいは 45cm 、1階階高を3mとし、壁梁・壁厚さは表2より 18cm とする。RC耐力壁は床面積の片側半分を2枚で負担する。各せん断力は以下の通りとなる。

- 1) $Q_1 = 1.96\text{kN}/\text{m} \times 7 \times 0.91\text{m} \times 2\text{枚} = 24.97\text{kN}$
- 2) $Q_2 = 0.5\text{kN}/\text{m}^2 \times 5.46\text{m} \times 5.46\text{m} / 2 \times 0.2 = 1.49\text{kN}$
- 3) $Q_3 = 0.6\text{kN}/\text{m}^2 \times 5.46\text{m} \times 5.46\text{m} / 2 \times 0.2 = 1.79\text{kN}$
- 4) $Q_4 = 0.18\text{m} \times 0.45\text{m} \times 5.46\text{m} \times 2.4\text{kN}/\text{m}^3 \times 0.2 = 0.22\text{kN}$
- 5) $Q_5 = 0.18\text{m} \times 0.91\text{m} \times 3\text{m} / 2 \times 2\text{枚} \times 2.4\text{kN}/\text{m}^3 \times 0.2 = 0.24\text{kN}$

RC耐力壁が負担するせん断力 $\Sigma Q = 28.44\text{kN}$

せん断応力度 $\tau = 28440 / (180 \times 910 \times 2) = 0.09\text{N}/\text{mm}^2 < 1.05 \text{ OK}$

コンクリート強度はFc21を用いた場合、短期の許容せん断応力度は $f_s = 1.05\text{N}/\text{mm}^2$ であり、検定比では0.09となる。

また2)+3)では、合板の床剛性が必要とされるが構造用合板24mm厚で十分に伝達できる。両者の合計は $Q = 3.28\text{kN}$ であるが、単位長さあたりは $\Delta Q = 3.28\text{kN} / 5.46\text{m} = 0.60\text{kN}/\text{m}$ であり、許容せん断力は $7.84\text{kN}/\text{m}$ であるから、2階床に作用する地震力はRC耐力壁に伝えることが出来る。

以上のように、外周にRC耐力壁を配置した場合は負担するせん断応力度も小さく、手引書での仕様規定でRC屋根スラブを省略できる緩和規定のレベルである。

8. 内部に壁を配置した場合

RC床スラブを省略し、壁の負担せん断力が大きくなる場合を想定すると、RCの必要壁量が5枚で、そのうち4枚が外周に配置され、1枚が中央のみに存在する場合である。各壁には壁倍率7の木造耐力壁を支えるので上階からの負担せん断力は変わらないが、2階床の支配面積により中央部RC耐力壁の負担が大きくなると考えられる。必要壁量を5枚とした場合の床面積の最大値は、 $4.55\text{m} \times 8.19\text{m}$ である。この床面積の1/2を内部1枚のRC耐力壁で負担すると仮定すれば、

- 1) $Q_1 = 1.96\text{kN}/\text{m} \times 7 \times 0.91\text{m} = 12.49\text{kN}$
- 2) $Q_2 = 0.5\text{kN}/\text{m}^2 \times 8.19\text{m} \times 4.55\text{m} / 2 \times 0.2 = 1.86\text{kN}$
- 3) $Q_3 = 0.6\text{kN}/\text{m}^2 \times 8.19\text{m} \times 4.55\text{m} / 2 \times 0.2 = 2.24\text{kN}$
- 4) $Q_4 = 0.18\text{m} \times 0.45\text{m} \times 8.19\text{m} \times 2.4\text{kN}/\text{m}^3 \times 0.2 = 0.32\text{kN}$
- 5) $Q_5 = 0.18\text{m} \times 0.91\text{m} \times 3\text{m} / 2 \times 2.4\text{kN}/\text{m}^3 \times 0.2 = 0.12\text{kN}$

RC 耐力壁が負担するせん断力 $\Sigma Q = 17.03\text{kN}$

せん断応力度 $\tau = 17030 / (180 \times 910)$
 $= 0.11\text{N/mm}^2 < 1.05 \quad \text{OK}$

短期許容せん断応力度に対する検定比は0.11である。2) + 3) では $Q = 4.10\text{kN}$ であり、長さあたりとしては $\Delta Q = 4.10/8.19 = 0.50\text{kN/m}$ と24mm 厚合板で何ら問題はない。

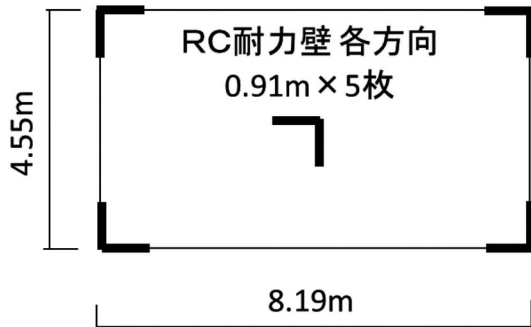


図4 内部に耐力壁がある場合

また、内部のRC耐力壁に作用する壁脚モーメント ${}_wM$ は、2階壁に生じるせん断力と、頂部に生じる1階重量によるせん断力である。2階耐力壁は必要壁量から導いているが、これは2・3階に生じる地震力に対してである。その作用位置は各々の階での押え効果を考慮して、3階床位置と仮定すると以下の通りとなる。

$${}_wM = 12.49\text{kN} \times 6.0\text{m} + 4.54\text{kN} \times 3\text{m} = 88.5\text{kNm}$$

壁の端部補強筋は、WRC 指針によると2-D16であり、短期許容曲げモーメント ${}_wM_a$ は以下の通りである。

$$\begin{aligned} {}_wM_a &= at \cdot ft \cdot j = 2 \times 199 \times 295 \times 7/8 \times 860 \\ &= 88.4\text{kNm} \end{aligned}$$

検定比はほぼ1.00となるが、変動要素として3階壁の配置、軸力やRC壁梁の影響、あるいは壁倍率7はかかなり安全側の設定である等を勘案すれば、実際には問題ないと推察される。

また基礎梁に関しては、壁脚モーメントは左右に分配され、RC耐力壁が中央にある場合に壁境界部での応力 ${}_bM$ は下記の通り、

$${}_bM = 88.5/2 \times 3640/4095 = 39.3\text{kNm}$$

一方許容曲げモーメント ${}_bM_a$ はWRC 指針より、基礎梁せいを600mm、引張鉄筋を2-D16とすると、

$$\begin{aligned} {}_bM_a &= at \cdot ft \cdot j = 2 \times 199 \times 295 \times 7/8 \times 530 \\ &= 53.5\text{kNm} \end{aligned}$$

となり、検定比は0.73である。

9. ま と め

木質系混構造で1階が壁式鉄筋コンクリート造の場合、平13国交告第1026号の仕様規定で、3階建ての1階の壁量等を適用すると非常に余裕のある設計となる。これは全階がRC造である場合に必要な数値であり、混構造で2・3階が木造であれば重量が軽くて地震力が小さくなるからである。

新築物件では手引書に従い、RC造の仕様規定に準じて設計するのは当然であるが、これまでに慣例的にRC床スラブを省略するケースもみられた。その場合は木造耐力壁の下にRC耐力壁を設けなければ、上階で負担する地震力を受けることが出来ないため、必然的にRC耐力壁が配置される。木造耐力壁とRC耐力壁は連層となるので応力伝達を確実にするために引抜きに関してはホールダウン金物を、せん断に関してはアンカーボルトと負担を明確に分けた設計であれば問題はないと考えられる。

RC耐力壁の配置が偏在したとしても必要壁量を確保することで負担するせん断応力度は小さくなる。それは緩和規定におけるRC屋根スラブを省略できるレベルであり、実際問題として建物の耐震性は確保されるものと推定される。

参 考 文 献

- 1) 木質系混構造建築物の構造設計の手引き、日本住宅・木材技術センター、2012. 01
- 2) 3階建て混構造住宅の構造設計の手引き、日本住宅・木材技術センター、2005. 01
- 3) 建築基準法施行令第36条の2第5号の国土交通大臣が指定する建築物を定める件、平成19年5月18日国土交通省告示第593号
- 4) 壁式鉄筋コンクリート造の建築物又は建築物の構造部分の構造方法に関する安全上必要な技術基準を定める件、平成13年6月12日国土交通省告示第1026号
- 5) 木造軸組工法住宅の許容応力度設計（2008年版）、日本住宅・木材技術センター、2008. 12
- 6) 壁式鉄筋コンクリート造設計・施工指針、日本建築センター他、2003. 02
- 7) 壁式構造関係設計規準集・同解説（壁式鉄筋コンクリート造編）、日本建築学会、2003. 09
- 8) 構造耐力上主要な部分である壁及び床版に、枠組壁工法により設けられるものをを用いる場合における技術的基準に適合する当該壁及び床版の構造方法を定める件、平成13年10月15日国土交通省告示第1541号

Summary of Characterizations of Sol-Gel-Derived Crystalline HfO_2 , ZrO_2 , $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ Thin Films on Si(001) Wafers with High Dielectric Constant

Hirofumi SHIMIZU* and Toshikazu NISHIDE**

Abstract

This report essentially summarizes the results of sol-gel-derived HfO_2 , ZrO_2 and Y doped ZrO_2 ($\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$) thin films on Si(001) wafers fired in air between 350 and 700°C which were characterized physically, chemically and electrically with the aim of achieving alternative gate insulator materials for advanced CMOS devices. The surface of the $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin films on Si(001) wafers showed less roughness than the HfO_2 and ZrO_2 thin films, resulting in lower leakage current in MOS capacitors. The crystalline sol-gel-derived $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin films are conclusively postulated to be promising as alternative gate insulator materials of advanced CMOS devices.

Key words: Si(001) wafer, CMOS device, gate insulator, permittivity, sol-gel method

1. Introduction

A sol-gel method produces amorphous or crystalline thin gel films of metallic solid compounds by solidifying a sol formed by hydrolyzing and polymerizing a solution containing metallic compounds. Sol-gel processes are widely employed in the field of chemistry to prepare ceramic powders and thin films of hafnium oxide (HfO_2)¹⁾ and zirconium oxide (ZrO_2)²⁾ for obtaining high-quality ceramics and insulators, offering the advantages of low cost, relative simplicity, and easy control of the composition of the layers formed. With an aim of getting an excellent gate insulator with high dielectric constants in ultra-miniaturized devices, this paper describes the characterization of sol-gel-derived and crystallized HfO_2 , ZrO_2 and $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin films.

In the electronic device field, the continuing miniaturization of silicon (Si) ultra-large-scale-integration (ULSI) devices has required an ultrathin gate Si dioxide (SiO_2) and oxynitride film; upon scaling down to 22-15 nm technology nodes and beyond, thinner SiO_2 gate oxide films have been required. At these thicknesses, gate leakage currents due to direct tunneling become comparable to the off-currents of metal-oxide-semiconductor (MOS) field-effect transistors (FETs), increasing the off-state power consumption of the devices. In further scaled-down advanced Si complementary MOS (CMOS) devices, scaling trends have required the substitution of gate SiO_2 by insulators with higher dielectric constants (high- k).³⁾

The aim of using high- k materials is to increase the film thickness, thus reducing the tunneling leakage current, while scaling the capacitance of the equivalent oxide thickness (EOT) below the direct tunneling limit of SiO_2 .³⁾ Several high- k material candidates, such as HfO_2 ,⁴⁾ ZrO_2 ,⁵⁾ Al_2O_3 , $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$,⁶⁾ Y_2O_3 ,⁷⁾ La_2O_3 , and gate stack structures have been proposed and some materials have been put into practical use. All of them are either oxides or silicates of 4d or 5d transition metals or rare earth elements.

HfO_2 and ZrO_2 thin films are the most promising candidates as alternative high permittivity (high- k) oxides for replacing the SiO_2 gate dielectric material used in CMOS devices.^{8,9)} Because of the higher permittivity, the dielectric gate insulator thickness can be increased for a given capacitance, resulting in reduced tunneling leakage current. HfO_2 has promising properties such as high permittivity (25 ~ 40),^{9,10,11)} a conduction band offset as high as 1.5 eV,¹²⁾ and a wide band gap (~5.68 eV).^{13,14)}

In device fabrication processes, HfO_2 and ZrO_2 thin film layers are deposited by chemical vapor deposition (CVD) or physical vapor deposition (PVD) or sputtered onto Si substrates using argon (Ar) and O_2 mixed gases. On the other hand, a sol-gel process offers various advantages for fabricating ZrO_2 , HfO_2 , $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ ⁶⁾ and HfO_2 -

Received October 10, 2015

* Former Department of Electrical and Electronic Engineering, College of Engineering, Nihon University

** University Research Center

Y_2O_3 ¹⁵⁾ thin films. The properties of a sol-gel-derived thin film depend on the composition of the sol solution, and residual H_2O may affect the performance of the film. Investigations of the basic structural and optical properties of sol-gel-derived HfO_2 films have shown that HfO_2 films formed on quartz substrates begin to crystallize at a firing temperature of 550 °C as determined from X-ray diffraction (XRD) patterns.¹⁾ From the interplanar spacing, they derived from the XRD patterns and a comparison of their data with data from a Joint Committee on Powder Diffraction Standards (JCPDS) card, they determined the crystalline phase of the sol-gel-derived HfO_2 film to be monoclinic. Recently, on the basis of high-resolution transmission electron microscopy (HRTEM) measurements in combination with results of electron beam nanodiffraction analyses, sol-gel-derived HfO_2 thin films on Si(001) wafers were found to crystallize in a monoclinic face-centered cubic (fcc) structure.¹⁶⁾ Sol-gel-derived ZrO_2 thin films fired in air at 350 and 450 °C on Si(001) wafers are reported to be amorphous and around 9–10 nm in thickness. Crystallization occurs first at 550 °C as amorphous/tetragonal (011), and finally at 700 °C, the ZrO_2 film crystallizes into tetragonal(011)/monoclinic ($\bar{1}11$) and (111) structures.¹⁷⁾ Electrical characteristics have been evaluated using capacitors with an Al/ ZrO_2 and/or HfO_2 /Si sandwich structure. The leakage current and dielectric constant of the films have been examined using current-voltage (I - V) and capacitance-voltage (C - V) methods. On the basis of C - V characteristics, the dielectric constant (relative permittivity: ϵ_{ZrO_2} and ϵ_{HfO_2}) of sol-gel derived ZrO_2 and HfO_2 thin films fired in air were shown to be far higher than that of silicon dioxide (SiO_2 : 3.9).^{17,18)} This paper summarizes the characterizations of sol-gel-derived HfO_2 , ZrO_2 and ZrO_2 - Y_2O_3 thin films on Si(001) wafers with the aim of showing their suitability as alternative gate insulator materials in advanced CMOS devices. Thereby, experimental results and discussion are described successively for (1) HfO_2 , (2) ZrO_2 , (3) HfO_2 (dependent on sol solution) and (4) ZrO_2 - Y_2O_3 thin films on Si(001) wafers. In comparison with those experimental data, the conclusive result will be proposed for the alternative gate insulator materials in advanced CMOS devices.

2. Experimental Procedure

2.1 Sample preparations of sol-gel-derived HfO_2 , ZrO_2 , ZrO_2 - Y_2O_3 films

Preparations of sol-gel-derived HfO_2 , ZrO_2 , ZrO_2 - Y_2O_3 films presented in the paper are summarized in the following, respectively. Sol-gel-derived HfO_2 films were originally fabricated on 125-mm-diameter Czochralski-grown (CZ) Si(100) wafers as follows. Initially, hafnia sol solutions were prepared by dissolving hafnium tetrachloride (HfCl_4 ; 8.0 g, 0.025 mol) in 99.5% ethanol (60ml) in a nitrogen atmosphere, followed by the addition of a mixture of H_2O (2.04 g, 0.128 mol) and 60% nitric acid (HNO_3 ; 13.44 g, 0.128 mol) in air. Two ml of the solution was spin-coated onto hydrophilic Si wafers at a spin speed of 2000 rpm for 30 s. The resulting hafnia gel film was heated at 50 ± 2 °C for 3 h. Prior to spin coating, the Si wafers were oxidized at 500 °C for 30 min to ensure that the surface was completely hydrophilic, with an oxide thickness of 2 nm. These spin coated wafers were fired in air by placing them in an electric furnace at either 450, 550, or 700 °C for 30 min. The Si wafers were boron (B)-doped (p-type) or phosphorus (P)-doped (n-type), each with a resistivity of $10 \pm 0.5 \Omega \cdot \text{cm}$ (B concentration of $\sim 1.6 \times 10^{21}$ atoms/ m^3 , P concentration of $\sim 4 \times 10^{21}$ atoms/ m^3). At the same time, two types of hafnia sol solution were prepared. Hafnium tetrachloride (HfCl_4 ; 5.48 g: 0.017 mol) powder was added to pure H_2O (32.2 g). Hafnium hydroxide [$\text{Hf}(\text{OH})_4$] was obtained by adding ammonia solution (NH_4OH). Then, (a) formic acid (HCOOH ; 20 mL) or (b) nitric acid (HNO_3 ; 3.9 g) was added as the catalyst for $\text{Hf}(\text{OH})_4$ to form a soluble sol in H_2O , resulting in hafnia sol solutions. The sol particle size is predicted to be nanometers. Two milliliters of the sol solution was spin-coated onto hydrophilic Si wafers at a spin speed of 2000 rpm for 30 s. Prior to spin coating, the Si wafers were oxidized at 600 °C for 10 min to ensure that the surface was completely hydrophilic. The oxide thickness was 2 nm. These spin-coated wafers were fired in air by placing them in an electric furnace at either 350, 450, 550, or 700 °C for 30 min. Hereafter, the foregoing two kinds of sol-gel-derived HfO_2 thin films are referred to as the “ HCOOH sol” HfO_2 film and “ HNO_3 sol” HfO_2 film.

Sol-gel-derived ZrO_2 thin films were also fabricated on 76-mm-diameter CZ Si(100) wafers as follows. Initially, zirconia sol solutions were prepared by dissolving $\text{ZrOCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$ (5.48 g) in purified water (32 g), followed by the addition of NH_4OH (4 mL). Then, the solution was filtered and the precipitated $\text{Zr}(\text{OH})_4$ was obtained. The $\text{Zr}(\text{OH})_4$ (13 g) was dissolved in purified water (32 g), followed by the addition of formic acid (HCOOH ; 20 mL) and was maintained at 85 ± 5 °C for 3 h. Two milliliters of the solution was spin-coated onto hydrophilic Si wafers at a spin speed of 2000 rpm for 30 s. Prior to spin coating, the Si wafers were oxidized at 600 °C for 10 min to ensure that

the surface was completely hydrophilic, with an oxide thickness of 2 nm. These spin-coated wafers were fired in air by placing them in an electric furnace at either 350, 450, 550, or 700 °C for 30 min.

Finally, sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films were fabricated on 76-mm-diameter CZ Si(001) wafers as follows. Initially, zirconia-yttria sol solutions were prepared by dissolving ZrOCl₂ · 8 H₂O (5.48 g, 0.017 mol) and YCl₃ · 6 H₂O (0.61 g, 0.002 mol) in ethanol (C₂H₅OH, 31.81 g) at 50 ± 2 °C for 40 min. The sol solutions were followed by the addition of H₂O (0.61 g), formic acid (HCOOH, 7.18 g) and nitric acid (60% HNO₃, 1.80 g). Then, C₂H₅OH (4.69 g) was added and held at 50 ± 2 °C for 4 h. The final sol solutions were filtered and adjusted to be 50 g. Two milliliters of the solution was spin-coated onto a Radio Corporation of America (RCA) alkaline solution-rinsed Si(001) wafers (hydrophilic) at a spin speed of 2000 rpm for 270 s. These spin-coated wafers were fired in air by placing them in an electric furnace at either 350, 450, 550, or 700 °C for 30 min.

2. 2 Evaluations of sol-gel-derived thin films on Si(001) wafers by HRTEM

A Hitachi HF-3000 transmission electron microscope (HRTEM) equipped with a cold type field-emission-gun (CFEG) was used to obtain cross-sectional views of HfO₂ films on Si(001) wafers

2. 3 Spectral analyses of sol-gel-derived thin films by X-ray photoelectron spectroscopy

To record the bond configuration of O atoms of the sol-gel-derived thin films, X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS) was used. XPS spectra were obtained at room temperature, with Mg K α radiation ($h\nu = 1253.6$ eV), using a double-pass cylindrical mirror analyzer (D-CMA) with an energy resolution of approximately 1.0 eV. The pressure in the chamber was maintained below 3×10^{-8} Pa. The takeoff angle for the photoelectrons was set at 78°.

2. 4 Characterization of sol-gel-derived thin films using XRD analysis

The overall crystalline states of the HfO₂ films were evaluated using an XRD (Rigaku RAD-2) system, employing Cu K α radiation. In order to determine the crystal lattice, the JCPDS card¹³⁾ was used.

2. 5 Detection of H₂O in sol-gel-derived thin films using a temperature-programed desorption method

H₂O in the sol-gel-derived thin films was analyzed using the temperature-programed desorption (TPD) (ESCO EMD-WA 1000S/W) method. The TPD method is essentially used to analyze desorbed gases from heated samples as a function of temperature under vacuum conditions using a quadrupole mass spectroscopy (QMS) detector. The TPD method is also called thermal desorption spectroscopy (TDS). The sample is heated using infrared light at a linear rate and the ensuing gases are introduced into the QMS, which gives a signal intensity that is dependent on the mass (m) and electronic charge (z) of each species. In the present experiment, the sol-gel-derived HfO₂ thin films were fired in air between 350 and 700 °C. Then, to ensure good performance of the films,^{12, 14)} the desorption of the residual H₂O was analyzed using the TPD method. The samples used in the TPD method were cleaved HfO₂ film/Si wafers (typically 10×10 mm²), which were introduced into a load-lock chamber. The TPD curves of the thin films were measured in the temperature range of 50-900 °C at a constant heating rate of 20 °C/min using an infrared beam in a vacuum of $10^{-7} \sim 10^{-8}$ Pa pressure. The amount of H₂O resulting from the films fired at 350, 450, 550, and 700 °C was measured using QMS.

2. 6 Film thickness measurement

The film thickness on the Si wafers was measured using a single-wavelength ellipsometer (Mizojiri Optical DVA-36VW), employing a He-Ne laser (wavelength: 632.8 nm), with a measurement beam diameter of 1 mm on the wafer surface. The incident angle was 70° with respect to the sample surface and the refractive index of the SiO₂ film was taken to be 1.46. The thickness was measured at five locations on each sample and averaged. The error in the thickness measurement was ± 0.05 nm.

2. 7 Characterization of sol-gel-derived thin film surfaces using atomic force microscopy

The surface morphologies of thin films fired at 350, 450, 550, and 700 °C were examined using atomic force microscopy (AFM; VEECO Nanoscope-3A). For this, 10×10 mm² samples were cut from the wafer center. Scanned images 500×500 nm² in area were analyzed.

2. 8 Electrical characterization of sol-gel-derived thin films on Si(001) wafers

To measure the dielectric constant (i.e., permittivity, ϵ_{HfO_2}) of sol-gel-derived thin films (here, all signs of permittivity are represented by the case of HfO_2), a 0.1-mm-diameter aluminum (Al) electrode was deposited on top of the sol-gel-derived thin films. Capacitors were fabricated on both p- and n-type wafers using a shadow mask in vacuum, resulting in capacitors with an Al/ HfO_2 /Si sandwich structure. The differential capacitance was obtained as a function of the applied voltage (-20 to $+20$ V) and frequency (1 kHz to 1 MHz). The ϵ_{HfO_2} of the sol-gel-derived thin films was calculated by using the following equation for the capacitance in the accumulation region:

$$C = \epsilon_0 \epsilon_{\text{HfO}_2} S / d, \quad (1)$$

where d is the thickness of the sol-gel-derived thin films, S is the area of the circular Al electrode, and ϵ_0 is the permittivity of free space (8.854×10^{-12} F/m).

3. Results and Discussions

3. 1 Evaluations of sol-gel-derived HfO_2 on Si(001) wafers fired in air

A HRTEM (Hitachi HF-3000) equipped with a cold type field-emission-gun (C-FEG) was used to obtain cross-sectional views of HfO_2 films on Si (001) wafers fired at 450°C (amorphous state) and 700°C (crystallized) [Figure 1(a) and 1(b)]. The film fired at 700°C did not show Moire patterns, indicating that the film consisted of single-crystal grains. Some sub-grain boundaries or defects such as dislocations and twins were present, so overall the HfO_2

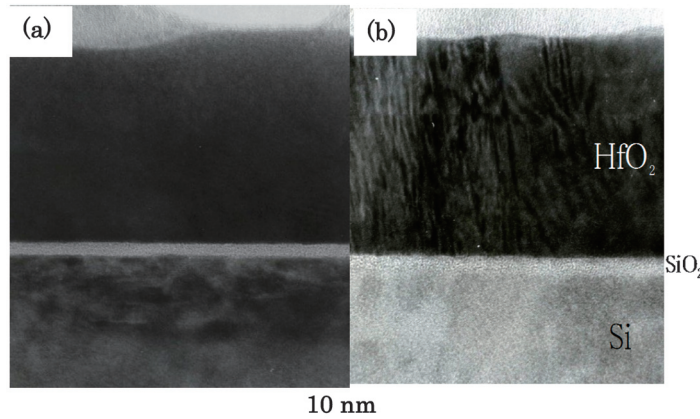


Fig. 1. Cross-sectional views of HfO_2 films obtained by using a high-resolution TEM: (a) a HfO_2 film fired at 450°C and (b) a HfO_2 film fired at 700°C .¹⁶⁾

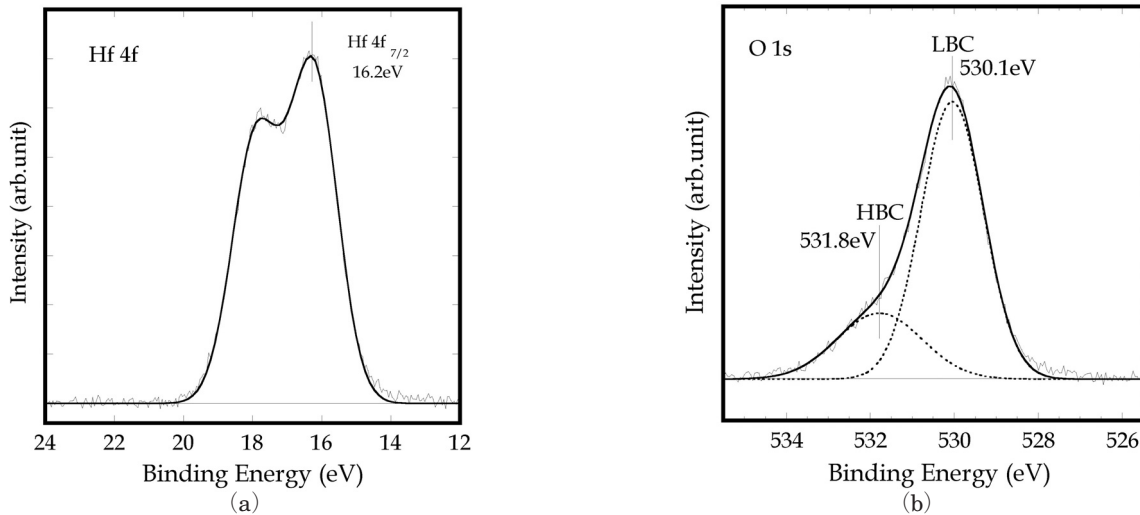


Fig. 2. XPS spectra of sol-gel-derived HfO_2 films. Solid lines are observed spectra and those fitted by the nonlinear least-squares algorithm. Dashed lines for O 1s spectra have two Gaussian peaks corresponding to Hf-OH (531.8 eV) and Hf-O (530.1 eV).²²⁾

film fired at 700 °C was poly-crystalline.

Sol-gel-derived HfO₂ films on Si(001) wafers were evaluated by XPS. The XPS spectra of the Hf 4f [Figure 1(a)] and O 1s emissions [Figure 1(b)] from the sol-gel-derived HfO₂ film fired at 450 °C indicated that the HfO₂ film was amorphous. The Hf 4f_{7/2} line was determined to be at 16.2 ± 0.1 eV, which is in good agreement with that of the bulk HfO₂.^{22, 23)}

Crystallized HfO₂ films fired at temperatures of 550 and 700 °C showed similar XPS spectra regardless of whether they were amorphous or crystalline. The crystallization of sol-gel-derived HfO₂ films will be discussed later. The O 1s spectrum at 450 °C [Figure 2(b)] was separated into two Gaussian-Lorentzian features corresponding to two chemical states by using the nonlinear least-squares method. One large peak at 530.1 eV (designated as the low-binding-energy component: LBC) was from Hf-O bonds and the other low peak at 531.8 eV (designated as the high-binding-energy component: HBC) was from Hf-OH bonds near the bulk at the surface area. However, since the binding energy of H₂O was slightly larger (533.2 eV) than that of OH, the peak due to physisorbed H₂O may have been included in HBC in the present XPS measurement.

3. 2 Crystallinity of sol-gel-derived HfO₂ thin films on Si(001) wafers

The XRD patterns for HfO₂ films on Si(001) wafers fired at 450, 550 and 700 °C were found to be in good agreement with previously reported results¹⁾ by using a spectrometer XRD(Rigaku RAD-2) with CuK α radiation (Figure 3). Specifically, the film was still amorphous at 450 °C, and at 550 °C, new peaks appeared at $2\theta = 28.4$ and 31.8° , as well as small peaks in the region from 18 to 41° ; these have been assigned to monoclinic crystalline HfO₂ component.¹⁾ At 700 °C, the HfO₂ film was completely crystallized.

In the electron beam (EB) nanodiffraction pattern for a cross section of the HfO₂ film fired at 550 °C, the Debye ring indicates the beginning of crystallization [Figure 4(a) and 4(b)].

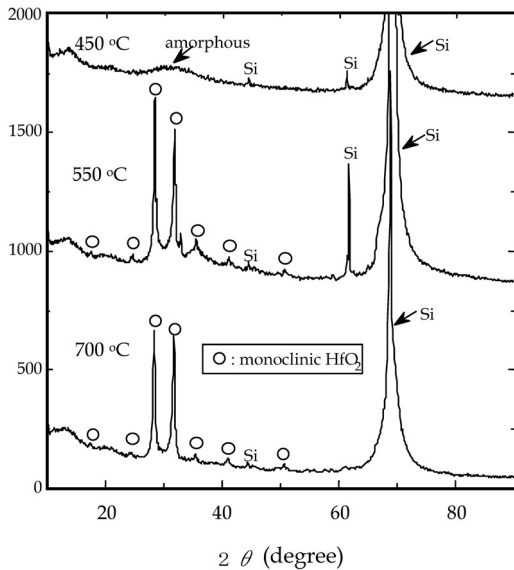
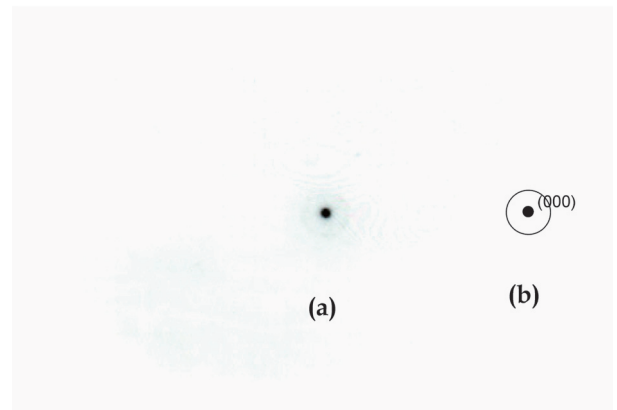


Fig. 3. XRD patterns obtained for HfO₂ films on Si(001) wafers fired at 450, 550 and 700 °C. Open circles indicate monoclinic HfO₂.¹⁶⁾



$L_e = 542$ mm, $\lambda = 0.001969$ nm at 300 kV, spot size is 1.0 nm.
(Debye ring: $r_1 = 3.7$ mm $d_1 = 0.288$ nm)

Fig. 4. Electron beam nanodiffraction pattern for the (110) plane of the HfO₂ film fired at 550 °C. r is the distance between diffracted spots in (111) in the HfO₂ film and d is the corresponding interplanar spacing.¹⁶⁾

The crystalline structure of the sample fired at 700 °C was determined by analyzing the EB nanodiffraction patterns as follows. First, the camera length (L_e) of the HRTEM was determined on the basis of the EB nanodiffraction pattern for a cross section of the Si (110) substrate [Figure 5(a)] and the assignment of the diffraction spots [Figure 5(b)]. Using the data for Si from the International Centre for Diffraction Data, the camera length of the HRTEM was determined to be 542 mm.¹⁶⁾

Based on the EB nanodiffraction pattern for the sample fired at 700 °C [Figure 6(a)], the distances (r) between spots in the electron diffraction pattern appearing on the microscopic film were $r_1 = 3.7$ mm, $r_2 = 3.4$ mm and $r_3 = 6.9$ mm for the (111), (111) and (220) planes, respectively [Figure 6(b)]. The corresponding interplanar spacings were determined to be $d_1 = 0.288$ nm, $d_2 = 0.314$ nm and $d_3 = 0.181$ nm using the camera length. A detailed analysis of the

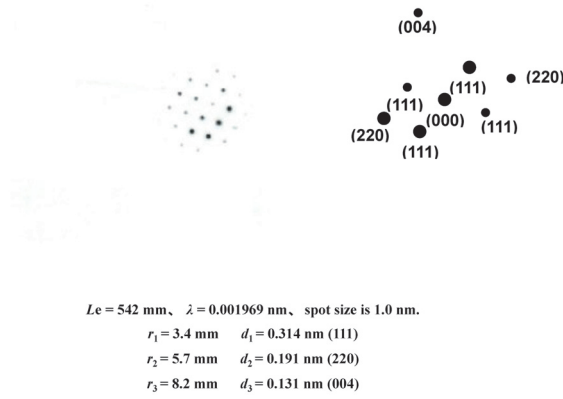


Fig. 5. Electron beam nanodiffraction patterns: (a) diffracted pattern on (110) plane of Si crystal and (b) schematic diffraction spots. r is the distance between diffracted spots in (111), (220) and (004) in the diamond structure and d is the corresponding interplanar spacing.¹⁶⁾

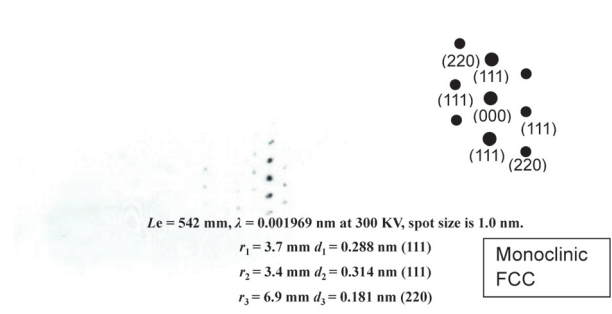


Fig. 6. Electron beam nanodiffraction patterns: (a) diffracted pattern from a cross section of the HfO₂ film sintered at 700 °C and (b) schematic of the diffraction spots. r is the distance between diffracted spots in (111) and (220) in the HfO₂ film and d is the corresponding interplanar spacing.¹⁶⁾

alignment of the nanodiffraction spots, with the (000) spot at the center surrounded by 4 (111) spots and 2 (220) spots, together with the interplanar spacings, revealed that the HfO₂ film sintered at 700 °C had a monoclinic fcc (face centered cubic) structure. One of the measured interplanar spacings of the crystalline HfO₂ was 0.314 nm, which is in good agreement with the spacing of the Si (111) planes. This implies the possibility of the epitaxial growth of HfO₂ films on the Si (111) surface.¹⁶⁾

3. 3 Evaluations of sol-gel-derived ZrO₂ on Si(001) wafers fired in air

The XPS spectra of the Zr 3d and O 1s emissions from sol-gel-derived ZrO₂ thin films fired at 350 °C are shown in [Figure 7(a)] and [Figure 7(b)], respectively. ZrO₂ thin films fired at 450, 550, and 700 °C were also evaluated and similar results were obtained. The Zr 3d 5/2 line was at 182.1 ± 0.1 eV, which is in good agreement with that of the bulk ZrO₂ (182 ~ 182.5 eV).²⁴⁾ The O 1s spectrum at 350 °C was separated into two Gaussian-Lorentzian features corresponding to two chemical states by the nonlinear least-squares method [Figure 3(b)].

One large peak at 530.2 eV (designated as the low-binding-energy component: LBC) was from Zr-O bonds and the other low peak at 532.0 eV (designated as the high-binding-energy component: HBC) was from Zr-OH bonds near the bulk at the surface area. However, since the binding energy of H₂O was slightly higher (533.2 eV) than that of

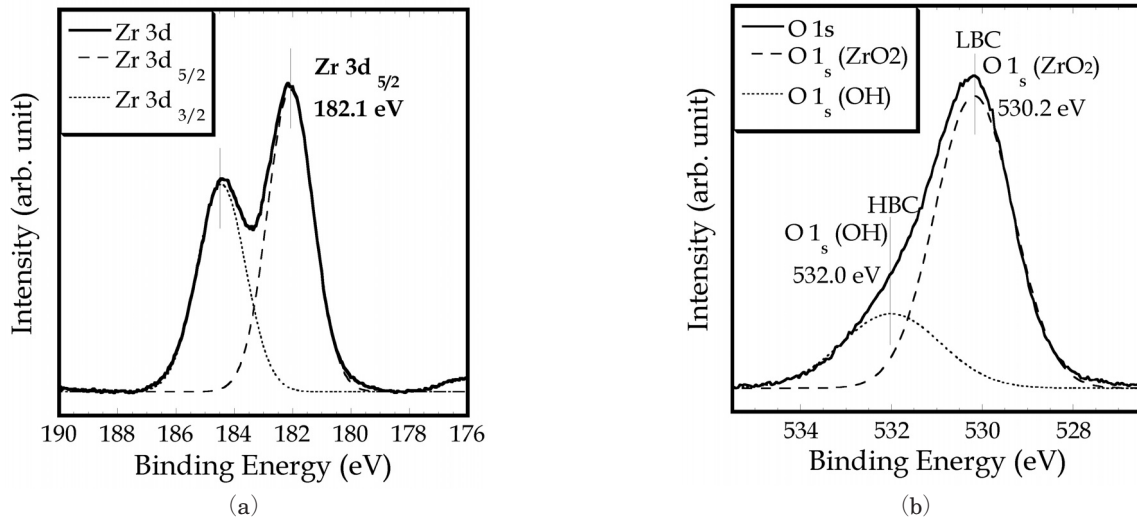


Fig. 7. XPS spectra of sol-gel derived ZrO₂ thin films: (a) XPS Zr 3d spectrum and (b) XPS O 1s spectrum. Solid lines are the observed XPS spectra and dashed lines are for Zr 3d and O 1s spectra, which have two Gaussian peaks fitted by the nonlinear least-squares algorithm.¹⁷⁾

OH, the peak due to physisorbed H₂O may have been included in HBC in the present XPS measurements.

3.4 Desorption of H₂O from sol-gel-derived HfO₂ and ZrO₂ thin films on Si(001) wafers during firing

During the firing of hafnia gel films, H₂O is not vaporized completely. Even after HfO₂ films are crystallized on the Si(001) surface, Hf-OH bonds and / or H₂O may be trapped between nanopores in HfO₂ films. Thus, the thermal properties, especially the desorption of H₂O from HfO₂ films, must be clarified after firing hafnia gel films. The electrical properties of sol-gel-derived HfO₂ films should also be characterized, in view of their possible application as gate insulators in next-generation CMOS devices.

TPD is an excellent technique, not only for analyzing adsorbed gases on the surfaces of bulk sol-gel-derived HfO₂ films, but also for analyzing the species that evolve from the films.

3.4.1 Basic Principles of TPD

TPD, also called thermal desorption spectroscopy, is essentially a method of analyzing desorped gases from samples heated under vacuum conditions using quadrupole mass spectroscopy (QMS). The sample is heated by infrared light at a linear rate and evolved gases are introduced into a quadrupole mass spectrometer that indicates the intensity of the signal according to the mass (m) and electric charge (z). TPD is now widely used to investigate the surfaces of ceramics and also semiconductors. In typical TPD spectra, the vertical axis shows the variation of the ion intensity of QMS (in amperes) for a specific m/z and the horizontal axis is the desorption temperature (Figure 8).²³⁾

TPD curves can be obtained for various m/z 's with increasing temperature, thereby enabling quantitative identification of species desorped from materials and films. Simultaneously, the desorped species can be physically and chemically analyzed. In addition, reaction rate analyses of desorped gases can be performed. Figure 8 shows examples of (a) a nonsymmetrical TPD curve indicated by the solid line (the first-order reaction) and (b) a symmetrical TPD curve indicated by the dashed line (the second-order reaction) as a function of temperature. The arrow on the nonsymmetrical TPD curve corresponds to the evolution of physisorbed and chemisorbed H₂O, which is specified to be a liquid such as water and water molecules hydrogen-bonded to Si-OH bonds at nanopore sites in the films.²⁴⁾

For chemical-vapor-deposited SiO₂ films, three distinct H₂O desorption states have been defined.²⁴⁾ They are physisorbed H₂O evolved at temperatures between 100 and 200 °C and chemisorbed H₂O evolved at temperatures between 150 and 300 °C in a TPD measurement. The higher desorption peak between 350 and 650 °C is ascribed to Si-OH bonds formed during film growth. Thus, TPD is a useful technique for evaluating surfaces and thin films of ceramics and semiconductors.

3.4.2 TPD spectral analyses of sol-gel-derived HfO₂ thin films

The desorption of H₂O ($m/z = 18$) that evolved from sol-gel-derived HfO₂ films on Si was analyzed by TPD (Fig-

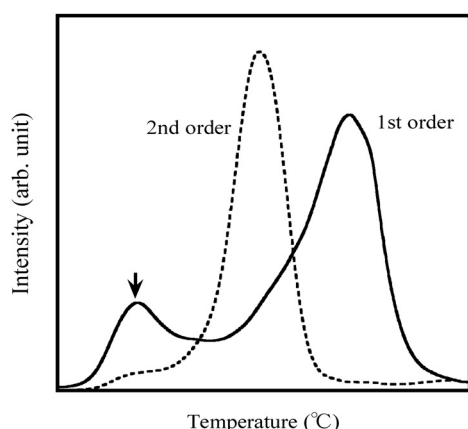


Fig. 8. Typical TPD curves plotted as a function of temperature.²²⁾

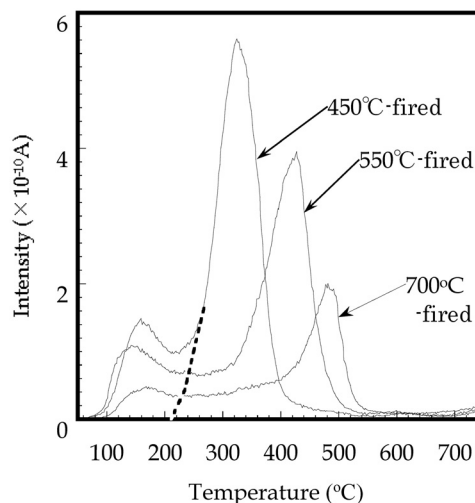


Fig. 9. TPD curves of H₂O ($m/z = 18$) that evolved from sol-gel-derived HfO₂ films on Si when fired at 450, 550, and 700 °C for 30 min.²²⁾

ure 9). The HfO_2 films were fired at 450, 550, and 700 °C for 30 min. The vertical axis indicates the current value of QMS. The small peaks below 200 °C are due to the physisorbed H_2O (mere adsorption of H_2O) on the surface of the HfO_2 films and/or chemisorbed Hf-OH in the bulk at the surface area. Based on experiments, the small peaks are attributed to the adsorption of H_2O immediately after the samples were taken out of the furnace and the amount of desorbed water (i.e., adsorbed water) saturated. The desorption states of physisorbed H_2O and/or chemisorbed Hf-OH bonds originate from liquid-like water, water molecules, and Hf-OH bonds at nanopore sites in the HfO_2 films.

Regarding the major peaks in the TPD spectra, two types of desorption curves are observed at temperatures higher than 200 °C. One has the form of a symmetrically shaped peak (Lorentzian distribution shoulder as shown by the dashed line) at around 320 °C (fired at 450 °C), which is reaction-controlled²⁵⁾ (the second-order reaction).²³⁾ The other consists of nonsymmetrical peaks at approximately 420 °C (fired at 550 °C) and 480 °C (fired at 700 °C) which are diffusion-controlled (the first order reaction).²³⁾ When the curve is symmetrical in shape, the peak at around 320 °C (fired at 450 °C) is not caused by physisorbed H_2O from the nanopores at the surface area, but can be ascribed to the associated desorption of chemisorbed water (Hf-OH) from the gel film, resulting in the formation of H_2O during firing, which is specified to be the second-order reaction.²³⁾

For the samples fired at 450 °C, Hf-OH bonds in the HfO_2 film bulk convert to HfO_2 and/or H_2O during heating and the resulting H_2O contributes to the major desorption peak in the TPD curve [Figure 10(a) and 10(b)], as a result of the following reaction

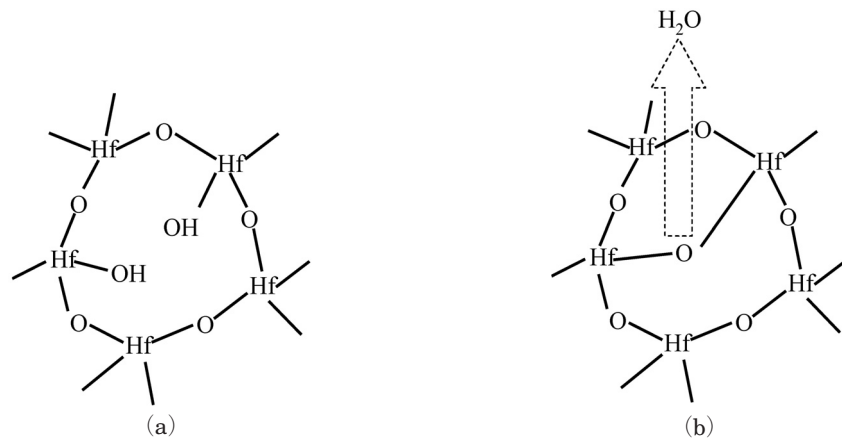
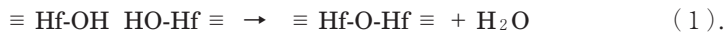


Fig.10. A schematic speculation of H_2O desorption from HfO_2 films during TPD measurements for both amorphous and crystalline states. (a) Hf-OH bonds in the sol-gel derived HfO_2 films and (b) the formation of desorbed H_2O as a result of the following reaction: $\equiv \text{Hf-OH} \quad \text{HO-Hf} \equiv \rightarrow \equiv \text{Hf-O-Hf} \equiv + \text{H}_2\text{O}$.²²⁾

In contrast, most of the HfO_2 films fired at 700 °C crystallized, where Hf-OH bonds in the films are conjectured to be tightly locked between crystallized grains and incorporated H_2O needs greater energy to percolate by the diffusion control mechanism through small gaps between grains. Therefore, in the TPD curve, the H_2O desorption peak shifts to higher temperatures and decreases steadily as the firing temperature increases.

3.4.3 Adsorption mechanism of physisorbed H_2O clarified by TPD using sol-gel-derived ZrO_2 thin films

To clarify whether the small peaks (small protrusions) between 100 and 200 °C in the TPD curves were due to physisorbed H_2O (mere adsorption of H_2O) on the surface of the ZrO_2 thin films and/or chemisorbed Zr-OH in the bulk at the surface area (Figure 11), the following three experiments were carried out.¹⁷⁾ First (process ①), a sample immediately after firing at 350 °C for 30 min was measured by TPD until 350 °C and then (process ②) successively measured by TPD again from room temperature to 350 °C; finally (process ③), the sample was exposed to air for 59 h and then measured by TPD from room temperature to 700 °C. The TPD curve of H_2O in process ① was in good agreement with the typical curve of a ZrO_2 thin film fired at 350 °C for 30 min. No peaks were observed in process ②, indicating that the small protrusions and major peak vanished during heating until 350 °C in the first TPD measurement. In contrast, in process ③, the small protrusions between 100 and 200 °C appeared again. This result provides evidence that the small peaks (small protrusions) were caused by adsorption of H_2O immediately after the samples were taken out of the furnace and that the amount of desorbed water (i.e., adsorbed water) saturated dur-

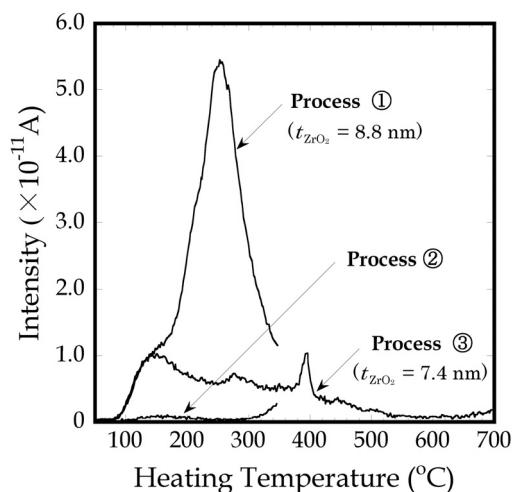


Fig. 11. TPD curves for processes (1), (2), and (3). In process (1), a sample immediately after firing at 350 °C for 30 min was measured by TPD until 350 °C, followed by process (2) in which the sample was successively measured by TPD again from room temperature to 350 °C; finally, process (3) in which the sample was exposed to air for 59 h and then measured by TPD from room temperature to 700 °C. ¹⁷⁾

ing the exposure time. Thus, the small protrusions in the TPD curves can be attributed to physisorbed H₂O and / or chemisorbed Zr-OH bonds at the surface area.

3. 5. Characterization of sol-gel-derived HfO₂ thin films on Si(001) wafers dependent on sol solution:

“HCOOH sol” and “HNO₃ sol” HfO₂ thin films

3. 5. 1 Crystallization temperature dependent on sol solution of HfO₂ thin films on Si(001) wafers

In sol-gel-derived HfO₂ thin films on Si(001) wafers, the crystallization temperature depends on the composition of the sol solution. Upon preparing the sol solution, (a) a formic acid (HCOOH) or (b) a nitric acid (HNO₃) is used as the catalyst for Hf(OH)₄ to form a soluble sol in H₂O, resulting in a hafnia sol solution.

In the X-ray pattern for “HCOOH sol” HfO₂ films fired at temperatures below 560 °C, only halo patterns representing the amorphous state were observed. At 560 °C [Fig. 12(a)], a small diffraction peak was observed at $2\theta = 28^\circ$ in the halo pattern. At 570 °C, the diffraction peak at $2\theta = 28^\circ$ became clearer and higher, indicating that partial crystallization from the amorphous state commenced at 560 °C. The observed diffraction peak was identified to correspond to monoclinic ($\bar{1}11$) (JCPDS card) and full crystallization was attained at 700 °C.

In contrast, “HNO₃ sol” HfO₂ films fired at 460 °C showed no diffraction peaks (only halo patterns were observed). At 470 °C, two diffraction peaks were identified, corresponding to the monoclinic structures ($\bar{1}11$) and (111)

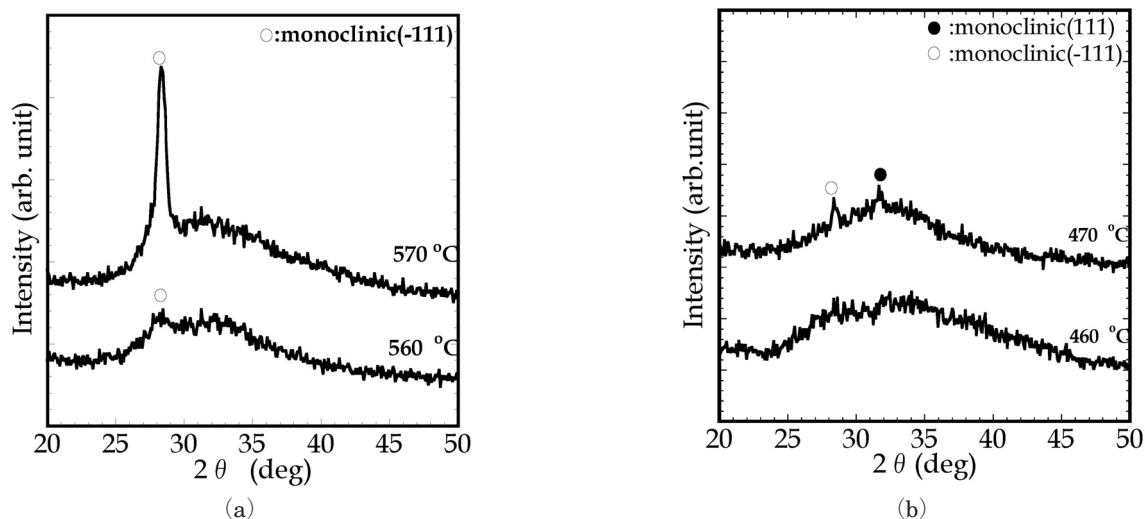


Fig. 12. (a) XRD patterns of “HCOOH sol” HfO₂ films on Si fired at 560 and 570 °C and (b) XRD patterns of “HNO₃ sol” HfO₂ films on Si fired at 460 and 470 °C. ¹⁸⁾

according to the JCPDS card [Fig. 12(b)]. By using a HNO_3 solution as the catalyst, the crystallization temperature was reduced to less than 470°C compared with 560°C for the “HCOOH sol” HfO_2 films. The lattice interplanar distances calculated using the Bragg equation were 0.319 and 0.286 nm, in contrast to the reported values of 0.314 and 0.288 nm, respectively.¹⁶⁾ These results probably differed from the crystallization temperature for the monoclinic structure ($\bar{1}11$)¹⁾ because different sol solutions were employed in each case. The “HCOOH sol” HfO_2 films remained in the amorphous state up to a higher temperature (560°C) than the “ HNO_3 sol” films (crystallized at 470°C). Based on TPD measurements, HCOOH and HNO_3 desorb at temperatures below 350°C , indicating that an intrinsic amorphous HfO_2 film without using a catalyst for either film stably exists above 350°C .¹⁸⁾

3. 5. 2. Thicknesses and refractive indexes dependent on sol solution of HfO_2 thin films

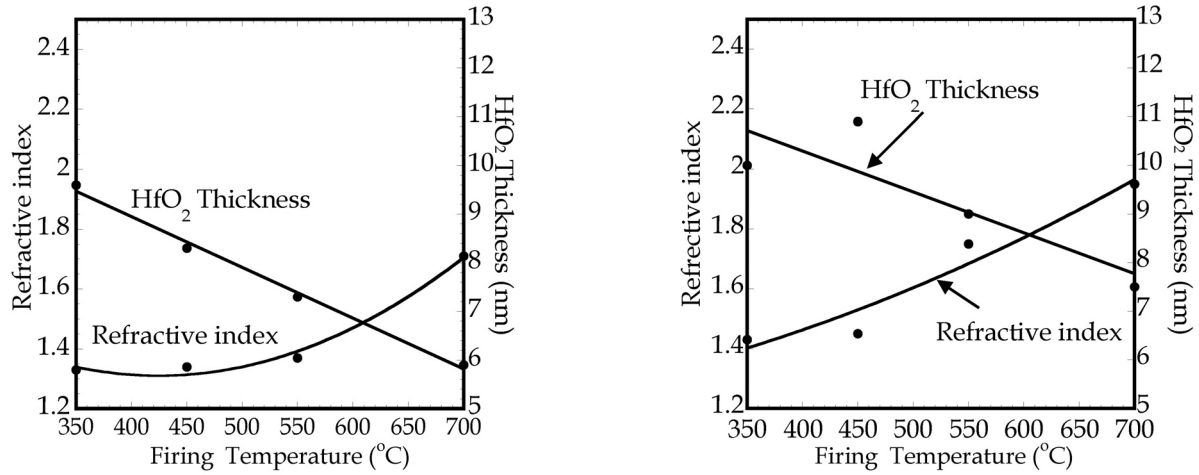


Fig. 13 Thicknesses and refractive indexes of sol-gel-derived HfO_2 films based on both (a) “HCOOH sol” and (b) “ HNO_3 sol” fired at 350, 450, 550, and 700°C for 30 min in air.¹⁸⁾

The thickness of the sol-gel-derived HfO_2 films decreased with increasing firing temperature (Figure 13). It is seen that the smallest thickness was 6 nm for the “HCOOH sol” HfO_2 film fired at 700°C , which is about 1 nm thinner than the thinnest “ HNO_3 sol” HfO_2 film. The difference is due to the properties of the catalyst used and this result shows that the “HCOOH sol” HfO_2 film may be suitable for use as the gate insulator of highly integrated CMOS devices. However, its electrical performance should be superior to that of conventional HfO_2 films.

The refractive indexes began to increase at approximately 550°C for the “HCOOH sol” film and at 450°C for the “ HNO_3 sol” film. These temperatures are in good agreement with those at which crystallization occurs, as obtained by XRD analysis [Figures 12(a) and 12(b)]. The maximum refractive indexes obtained were 1.70 for the “HCOOH sol” film and 1.95 for the “ HNO_3 sol” film, although the reported value for the HfO_2 crystal (monoclinic) is 2.19. The packing densities of the HfO_2 films were calculated using the Lorentz-Lorentz equation,⁷⁾

$$p = \frac{n_f^2 - 1}{n_f^2 + 2} \times \frac{n_m^2 + 2}{n_m^2 - 1} \quad (2),$$

where p is the packing density, n_f is the refractive index of the film, and n_m is the refractive index of the crystal. The calculated packing densities indicated that nanopores remained in the amorphous state. However, upon the crystallization of the film, the packing densities became greater than those in the amorphous state in both the “HCOOH sol” and “ HNO_3 sol” HfO_2 films.

3. 5. 3. Surface morphologies of HfO_2 layers for both “HCOOH sol” and “ HNO_3 sol” HfO_2 films

Images of surface microstructures were obtained with an atomic force microscope (AFM) for both “HCOOH sol” and “ HNO_3 sol” HfO_2 films fired at 350, 450, 550, and 700°C (Figures 14 and 15). The progress of the microstructure development depended on the firing temperature. The surface of the “HCOOH sol” HfO_2 thin films fired at 350, 450, and 550°C showed homogeneous glass-like structures. The root mean square (RMS) surface roughness was determined to be 0.13, 0.14, and 0.15 nm at firing temperatures of 350, 450 and 550°C , whereas it was 0.34 nm at 700°C , which indicated the presence of grain boundaries caused by crystallization. These values are in good agreement with

the XRD and refractive index results. For the “HNO₃ sol” HfO₂ films, the RMS values were 0.14 and 0.15 nm at firing temperatures of 350 and 450 °C, respectively. At firing temperatures of 550 and 700 °C, the RMS values were 0.17 and 0.34 nm, resulting in grain boundaries due to crystallization. In this case, the surface roughness was also due to crystallization.

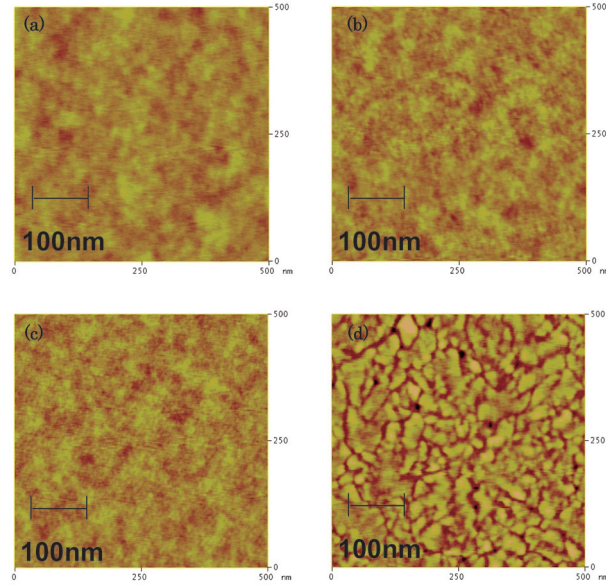


Fig.14. AFM images showing the surface microstructures of “HCOOH sol” HfO₂ thin films fired at (a) 350, (b) 450, (c) 550 and (d) 700 °C.¹⁸⁾

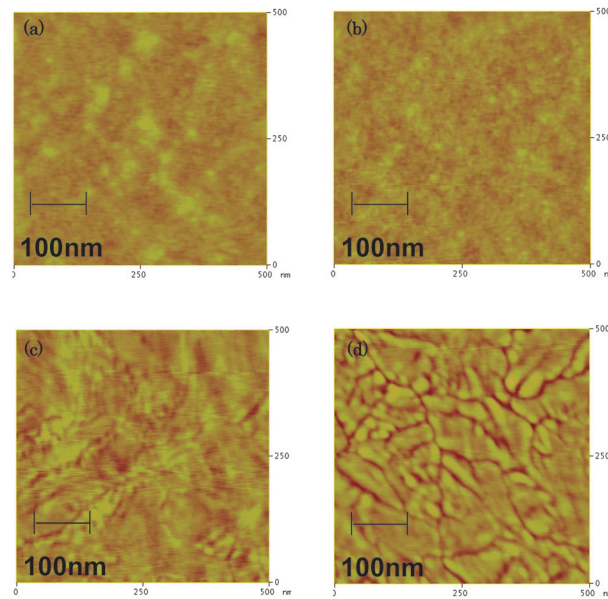


Fig.15. AFM images showing the surface microstructures of “HNO₃ sol” HfO₂ thin films fired at (a) 350, (b) 450, (c) 550 and (d) 700 °C.¹⁸⁾

3. 5. 4. TPD spectral analyses of sol-gel-derived HfO₂ thin films based on “HCOOH sol” and “HNO₃ sol”

The desorption of H₂O ($m/z = 18$) was analyzed by TPD for both “HCOOH sol” and “HNO₃ sol” HfO₂ films on Si(001) wafers fired at 350, 450, 550, and 700 °C for 30 min [Figures 16(a) and 16(b)]. The vertical axis indicates the QMS current and the horizontal axis shows the heating temperature of the samples in the TPD chamber. The film thicknesses

It arranged approximately between 6 to 10 nm. The overall intensities of the desorption of H₂O in the TPD curves are related to both the “HCOOH sol” and “HNO₃ sol” HfO₂ films. The intensity of both TPD curves de-

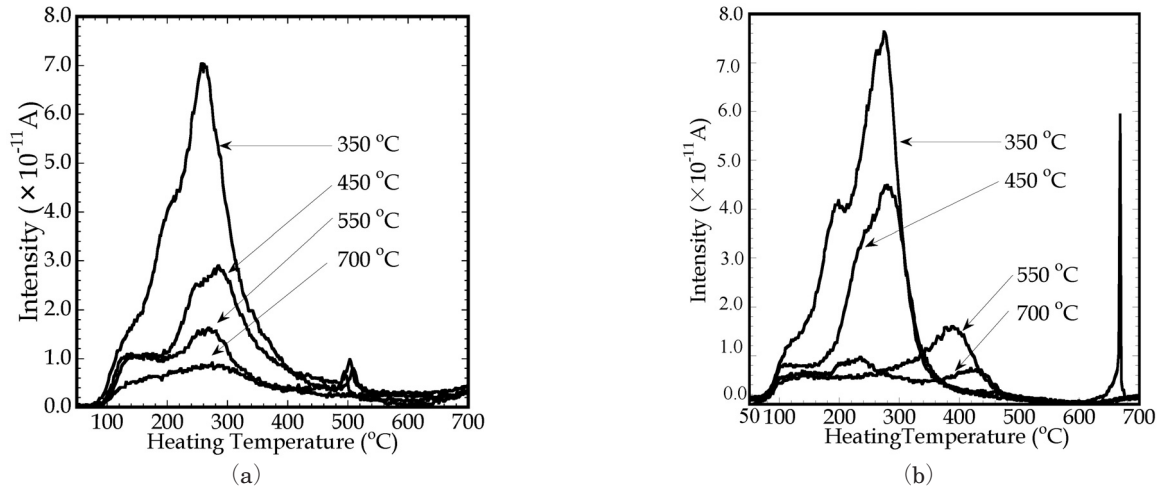


Fig. 16. TPD curves of H_2O ($m/z = 18$) released from sol-gel-derived HfO_2 thin films fired at 350, 450, 550, and 700 °C for 30 min: (a) HfO_2 films using "HCOOH sol" and (b) HfO_2 films using "HNO₃ sol" on Si. The vertical axis indicates the QMS current and the horizontal axis shows the heating temperature of the samples in the TPD chamber.¹⁸⁾

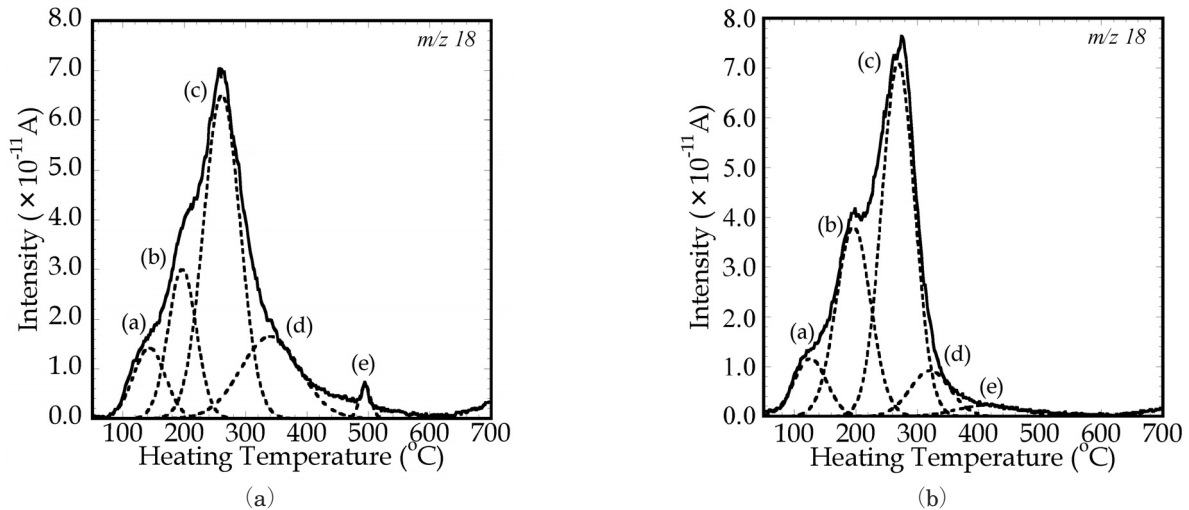


Fig. 17. TPD curves for sol-gel-derived HfO_2 thin films fired at 350 °C using (a) "HCOOH sol" and (b) "HNO₃ sol" on Si, separated into five Gaussian waveforms shown by the dashed lines.¹⁸⁾

creased with increasing firing temperature. The "HCOOH sol" HfO_2 films fired at 350, 450, and 550 °C, which were amorphous, showed small peaks at approximately 500 °C in the TPD curves. These peaks are presumably associated with crystallization during heating in the TPD chamber, because no corresponding peak was observed in the film fired at 700 °C (crystallization temperature: 560 °C).

TPD curves for the HfO_2 thin films fired at 350 °C using the "HCOOH sol" and "HNO₃ sol" on Si are separated into five Gaussian waveforms shown by dashed lines [Figure 17(a) and 17(b)]. Component (a) is thought to be due to H_2O physically adsorbed (simple adsorption of H_2O) on the surface of the HfO_2 . Component (e) can be ascribed to the desorption of H_2O through nanopores in the crystallized HfO_2 film. Component (b) is probably due to the desorption of H_2O and/or chemically adsorbed Hf-OH bonds on the surface. On the other hand, the desorption of O in the TPD curves has main peaks at ~260 °C and subpeaks at ~350 °C, corresponding to the peak temperatures of components (c) and (d). For components (c) and (d), the desorption of the chemically adsorbed Hf-OH bonds and/or a small amount of O can occur from the nanopores of the HfO_2 film via the reaction $\text{OH} + \text{OH} \rightarrow \text{H}_2\text{O} + \text{O}$. In addition, the H_2O desorption of chemically adsorbed Hf-OH may occur by the abovementioned reaction ($\equiv \text{Hf-OH} + \text{HO-Hf} \rightleftharpoons \equiv \text{Hf-O-Hf} \equiv + \text{H}_2\text{O}$).

HCOOH and/or HNO_3 adsorbs or bonds on the surface of the sol. In the "HCOOH sol", HCOOH ions form a bridge structure coordinated with Hf ions.²³⁾ In the TPD measurements performed after the firing process, HCOOH

and HNO₃ were found to desorb at less than 350 °C. Thus, “HCOOH sol” and “HNO₃ sol” HfO₂ films in the amorphous state without an acid exist stably on Si wafers above 350 °C. This result may affect the *I-V* characteristics, as will be discussed later.

On the basis of the foregoing results, a speculative schematic diagram of physically adsorbed H₂O and the chemically adsorbed Hf-OH attached to a sol-gel-derived HfO₂ film is shown in Fig. 18. The gaps in the figure correspond to nanopores.

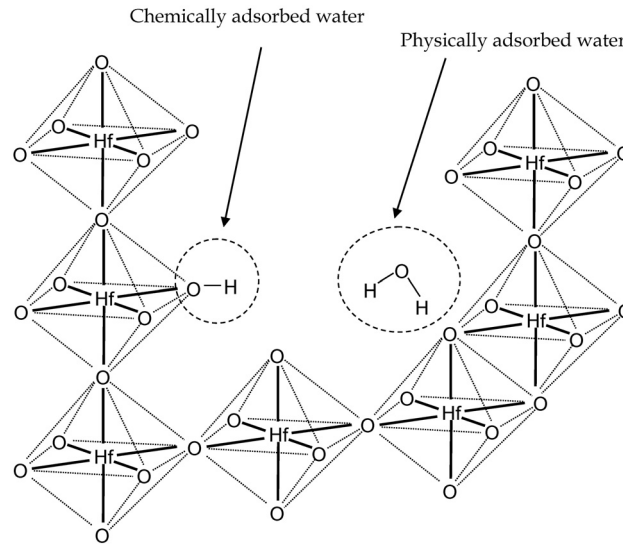


Fig.18. Speculative schematic diagram of physically adsorbed H₂O and chemically adsorbed Hf-OH attached within the sol-gel-derived HfO₂ film.¹⁸⁾

3. 5. 5 Electrical characterization of both “HCOOH sol” and “HNO₃ sol” HfO₂ thin films on Si(001) wafers

To measure the electrical characteristics (i.e., *I-V* and *C-V* characteristics) of both “HCOOH sol” and “HNO₃ sol” HfO₂ thin films on Si(001) wafers, a 0.4-mm-diameter aluminum (Al) electrode was deposited on the surface of the films. Al/HfO₂/SiO₂/n-Si capacitors were fabricated on the Si wafers using a shadow mask in a vacuum. Using these capacitors, the *I-V* characteristics, i.e., the current vs electric field relationships, were investigated for the “HCOOH sol” and “HNO₃ sol” HfO₂ thin films fired at 350, 450, 550, and 700 °C in air.

The absolute values of the reverse bias are plotted in Figure 19. For the “HCOOH sol” HfO₂ thin films, a small bias dependence on firing temperature was detected for the forward bias condition. In contrast, for the reverse bias condition, the smallest leakage current was observed at a firing temperature of 550 °C (amorphous film) for which

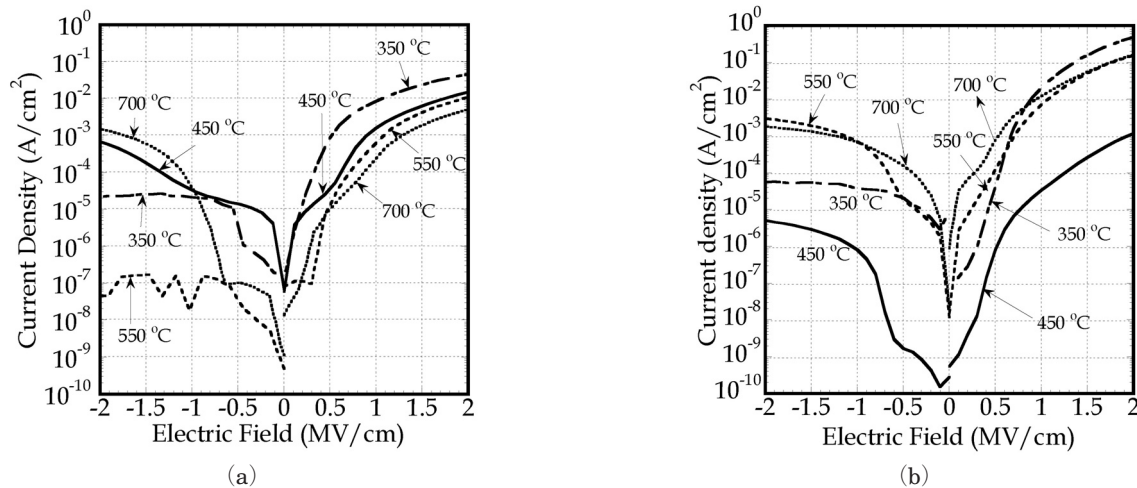


Fig. 19. *I-V* characteristics of HfO₂ thin films fired at 350, 450, 550, and 700 °C in air using both (a) “HCOOH sol” and (b) “HNO₃ sol”.¹⁸⁾

the leakage current was $\sim 10^{-7}$ A/cm² in an electric field of ~ 2 MV/cm. These data indicate that the amorphous film is more promising than the crystallized film as a gate insulator. The leakage current was comparable to previously reported results,^{26,27)} but was smaller than that of a HfO₂ film deposited using atomic layer deposition.¹⁹⁾ At 700 °C, crystallization roughens the layer structure of the film as described in section 4.2 and provides a short leakage path through grain boundaries.^{19,28)} The *I-V* characteristics for both forward and reverse biases in the Al/HfO₂/SiO₂/n-Si structure are unsymmetrical against bias voltages. This is probably because the potential barrier in the band diagram between the Al electrode and the HfO₂ film and that between the HfO₂ film and the SiO₂ film may differ between forward and reverse bias conditions. For the reverse bias condition, the energy slope of each band diagram of the Al/HfO₂/SiO₂/n-Si structure goes upwards and the difference between the work function of Al and the electron affinity of HfO₂ presumably creates a potential barrier against the flow of carriers. Therefore, the flow of electrons or holes may be suppressed by the barrier, resulting in current lower than that in the forward bias condition in which a potential barrier may not exist.

The unsymmetrical *I-V* characteristics are true in the “HNO₃ sol” case. The smallest leakage current in the “HNO₃ sol” HfO₂ thin films was seen for the amorphous films fired at 450 °C, which might be attributable to the smooth surface structure of the film. At 450 °C, the H₂O in the HfO₂ thin film desorbed less compared with that in the amorphous film fired at 350 °C. Therefore, there is some possibility for sol-gel-derived HfO₂ thin films to be used as alternative high-*k* materials for gate insulators in CMOS devices; however, the amount of H₂O should be reduced to a minimum.²⁹⁾

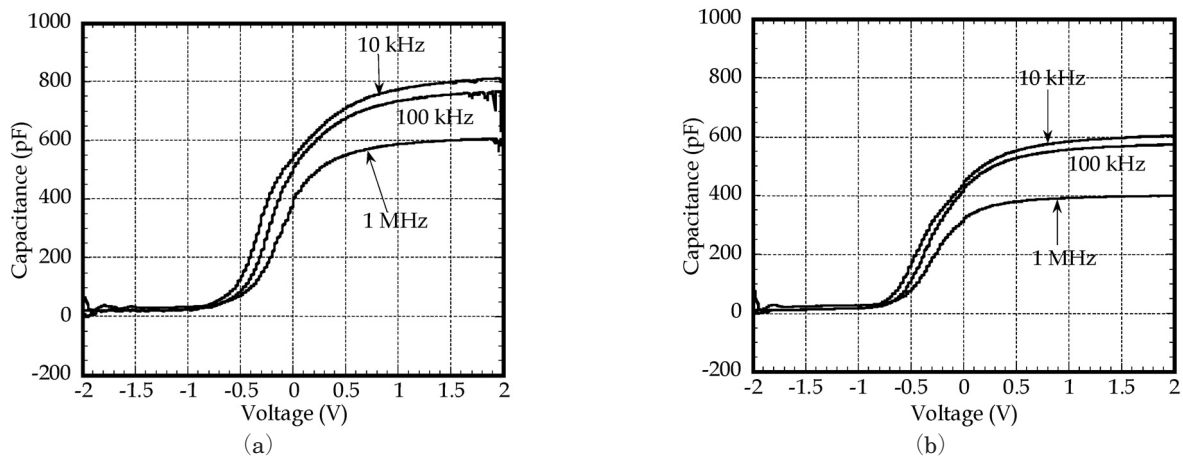


Fig.20. *C-V* curves for Al/HfO₂/SiO₂/n-Si capacitors with HfO₂ films using (a) “HCOOH sol” at a firing temperature of 550 °C and (b) “HNO₃ sol” at 450 °C.¹⁸⁾

The *C-V* curves for Al/HfO₂/SiO₂/n-Si capacitors were examined in relation to the “HCOOH sol” HfO₂ film fired at 550 °C and to the “HNO₃ sol” HfO₂ film fired at 450 °C, respectively. The *C-V* curves are plotted in Figure 20 from -2 to 2 V, representing the practical range for device operation. The *C-V* curves show a well-defined transition from depletion and inversion to accumulation as the applied voltage was varied from -2 to 2 V, similar to the *C-V* curves for normal Al/SiO₂/Si capacitors.³⁰⁾ The *C-V* characteristics do not show any dependence on firing temperature, but the capacitance decreases with increasing frequency. On the basis of the well-defined capacitance in the plotting of a *C-V* curve at a frequency of 100 kHz, the relative permittivity ϵ_{HfO_2} of the “HCOOH sol” HfO₂ film was calculated to be 11, with an effective oxide thickness (EOT) of 2.1 nm (HfO₂ film thickness: 7.4 nm). The SiO₂ film thickness was 2 nm, so the relative permittivity ϵ_{HfO_2} was calibrated using that of SiO₂. The relative permittivity was much higher than that of silicon dioxide (SiO₂, 3.9), but is comparable to previously reported results (10 ~ 11).²⁷⁾ The difference in the relative permittivity ϵ_{HfO_2} between the sol-gel HfO₂ film and bulk HfO₂ may be due to the presence of the SiO₂ film and nanopores in the HfO₂ film.

For the “HNO₃ sol” HfO₂ film, the relative permittivity was calculated to be 11 and the EOT was 3.9 nm (HfO₂ film thickness: 10.9 nm). The “HCOOH sol” HfO₂ film is promising, but it requires a relatively higher permittivity and a smaller film thickness to achieve a reasonable EOT for highly integrated CMOS devices. For EOT scaling, the necessity of suppressing the liberation of H₂O from the HfO₂ film at Si oxidation temperatures has been empha-

sized.²⁹⁾

The reported *C-V* curves in Fig. 20 show a small reduction with increasing frequency. The relative permittivity decreases with increasing growth temperature of the high-*k* film (ZrO₂) and frequency.³¹⁾ In general, the relative permittivity is essentially governed by the polarization of the material, and decreases with increasing frequency. In the present sol-gel-derived HfO₂ films, H₂O, OH groups in the nanopores, and other impurities probably caused electronic and ionic polarizations, thereby giving rise to the possibility of the frequency dependence of the capacitance. One possible way of refining the electrical performance of sol-gel-derived HfO₂ films is to use a firing environment of oxygen, inert gas, or forming gas. Thus, the amount of H₂O, defects, and impurities in sol-gel-derived HfO₂ films must be reduced to make the films applicable as a semiconductor gate insulator material.

3. 6. Characterization of sol-gel-derived and crystalline ZrO₂ thin films on Si(001) wafers

3. 6. 1 Crystallinity of sol-gel-derived ZrO₂ thin films on Si(001) wafers

XRD patterns were obtained for sol-gel-derived ZrO₂ films on Si(001) wafers fired at 450, 550, and 700 °C for 30 min (Figure 21). For the ZrO₂ film fired at 450 °C, a halo-like pattern was observed at approximately $2\theta = 30^\circ$, indicating that the film was still amorphous (Liu et al. 2002, Shimizu et al. 2009). The diffraction peak of 33° is ascribed to the Si (001) wafer. At 550 °C, a new peak appeared at $2\theta = 30.3^\circ$, which was determined to be tetragonal (011) (JCPDS card), and the lattice interplanar distance was calculated to be 0.295 nm. In addition, at 700 °C, three peaks at $2\theta = 28, 30.3$, and 31.3° were observed. The two peaks at $2\theta = 28$ and 31.3° were determined to be monoclinic ($\bar{1}11$) and monoclinic (111), respectively, because the calculated lattice interplanar distances were 0.319 and 0.286 nm, which correspond to the reported values of 0.316 and 0.284 nm. The ZrO₂ thin films fired at 700 °C consisted of a mixed crystal of tetragonal and monoclinic structures. Rapid temperature annealing (RTA) above 700 °C results in a mixture of monoclinic and tetragonal phases.²⁾

3. 6. 2 Spectral analyses of sol-gel-derived ZrO₂ thin films by TPD

Figure 22 shows the TPD curves of H₂O ($m/z = 18$) that evolved from the sol-gel-derived ZrO₂ thin films on Si, which were fired at 350, 450, 550, and 700 °C for 30 min. The vertical axis indicates the current value of QMS. The film thicknesses were determined to be 10.2, 9.9, 7.6, and 8.1 nm, respectively. The intensity of the TPD curves decreased as the firing temperature increased, indicating that the amount of H₂O was reduced in the ZrO₂ films on Si(001) wafers. Since the TPD curves were unsymmetrical against the heating temperature, they were classified into three groups on the basis of

the TPD results for SiO₂ formed by chemical vapor deposition:²⁴⁾ α , small peaks (small protrusions) between 100 and 200 °C; β , major peaks between 200 and 350 °C; and γ , small sharp peaks at approximately 410 °C for the samples fired at 350 and 450 °C. The measured TPD curve of H₂O had the main peak at a temperature of 260 °C with an unsymmetrical shape, providing evidence that several desorbed components were present during heating.

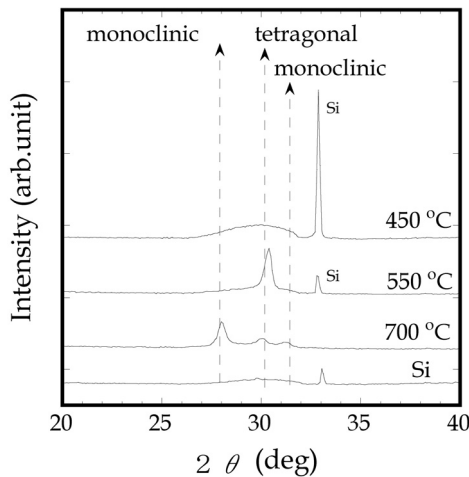


Fig.21. XRD patterns obtained for ZrO₂ films on Si fired at 450, 550, and 700 °C for 30 min. The XRD pattern for the Si substrate is also shown for reference.¹⁷⁾

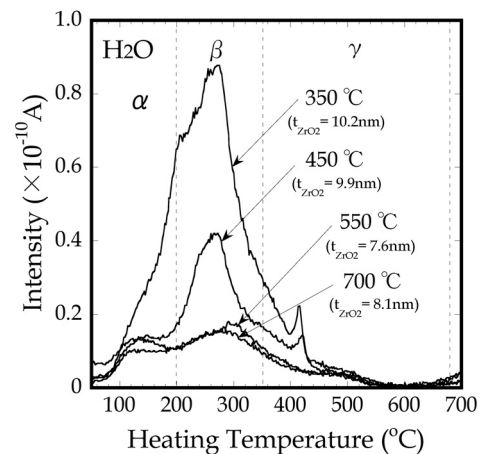


Fig.22. TPD curves of H₂O ($m/z = 18$) that evolved from sol-gel-derived ZrO₂ thin films on Si fired at 350, 450, 550, and 700 °C for 30 min. The film thicknesses were 10.2, 9.9, 7.6, and 8.1 nm, respectively.¹⁷⁾

In a detailed analysis, the TPD curve for the sample fired at 350 °C was separated into five peak components using a Gaussian-type waveform (Figure 23). Component (a) is presumably due to physisorbed H₂O (mere adsorption of H₂O) on the surface of the ZrO₂ thin films. This was confirmed experimentally as discussed in the next subsection. Component (e) can be attributed to the desorption of H₂O through nanopores of the crystallized ZrO₂ thin film. Component (b) can be ascribed to the desorption of H₂O and/or chemisorbed Zr-OH bonds at the surface area. For components (c) and (d), H₂O desorption may have occurred because of the following reaction ($\equiv \text{Zr-OH} + \text{HO-Zr} \rightleftharpoons \equiv \text{Zr-O-Zr} \equiv + \text{H}_2\text{O}$).

3. 6. 3 Refractive indexes and film thicknesses of sol-gel-derived ZrO₂ thin films

The refractive indexes and film thicknesses were determined for sol-gel derived ZrO₂ films fired at temperatures from 350 to 700 °C (Figure 24). The refractive indexes converged at 2.0, which is in good agreement with deposited ZrO₂ thin films²¹⁾ and monoclinic ZrO₂ crystals.⁵⁾ The packing densities of the ZrO₂ films were calculated using the Lorentz-Lorentz equation (1).⁷⁾ The refractive indexes were 1.62 at 350 °C, 1.70 at 450 °C, 2.01 at 550 °C, and 2.00 at 700 °C. The basic refractive index of the ZrO₂ crystal (monoclinic) for calculating the packing density was 2.22.³²⁾ Using this value, the packing densities were estimated to be 0.62 at 350 °C, 0.68 at 450 °C, 0.89 at 550 °C and 0.88 at 700 °C. The packing density of the films increased with increasing firing temperature. This is because more H₂O desorbed at higher firing temperatures and the small gaps of the nanopores were squeezed or evaporated.

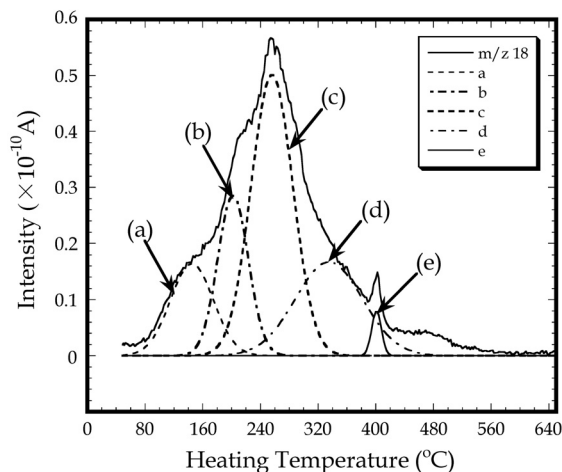


Fig. 23. TPD curve for the sol-gel-derived ZrO₂ thin film fired at 350 °C separated into five peak components using a Gaussian-type waveform as a function of the temperature measured with a thermocouple inside the TPD chamber.¹⁷⁾

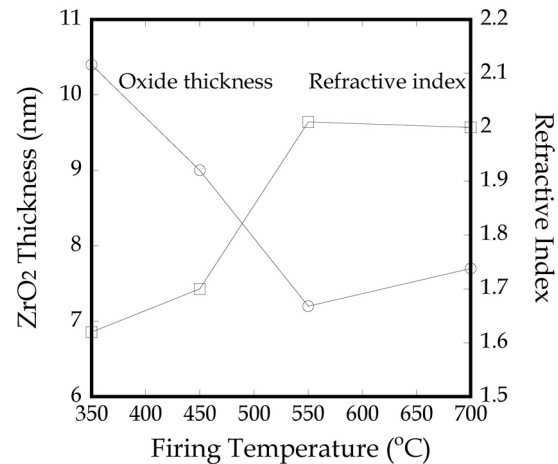


Fig. 24. Refractive indexes and film thicknesses of sol-gel derived ZrO₂ films at firing temperatures from 350 to 700 °C.¹⁷⁾

3. 6. 4 Electrical characteristics of sol-gel-derived ZrO₂ films on Si(001) wafers

The *I-V* characteristics (current density vs electric field) were examined for sol-gel-derived ZrO₂ thin films on Si(001) wafers fired at 350, 450, 550, and 700 °C in air (Figure 25). For the sample fired at 550 °C, the leakage current was smaller than that of the amorphous ZrO₂ thin films fired at 350 and 450 °C. Leakage current deterioration was partially due to the considerable amount of H₂O in the film, but at 700 °C, crystallization was completed, and small surface cracks and surface relief observed with the AFM were responsible for the deterioration. The leakage current (forward bias) for the sample fired at 550 °C was approximately 4×10^{-3} A/cm² in an electric field of 1 M/cm, which is one or two orders of magnitude higher than that previously obtained.³³⁾ This difference is due to the densely compacted ZrO₂ thin film. For reverse bias, the leakage current at 550 °C was suppressed more than in the other films measured. Thus, there is some possibility for sol-gel-derived ZrO₂ thin films to be used as an alternative high-*k* material of gate insulators in densely packed CMOS devices.

To determine the relative permittivity ϵ_{ZrO_2} of the sol-gel-derived ZrO₂ films, the *C-V* curves of the Al/ZrO₂/n-Si capacitors were obtained for the ZrO₂ thin film fired at 550 °C for 30 min. The *C-V* curves are plotted in Fig. 26 from -2 to 2 V, representing the practical range for device operation. The *C-V* curves show a well-defined transition

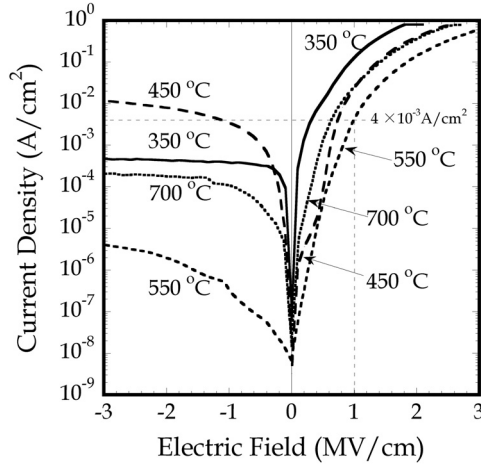


Fig. 25. *I-V* characteristics (i.e., current density vs electric field relationship) for sol-gel-derived ZrO₂ thin films fired at 350, 450, 550, and 700 °C in air. The reverse biases are plotted as absolute values.¹⁷⁾

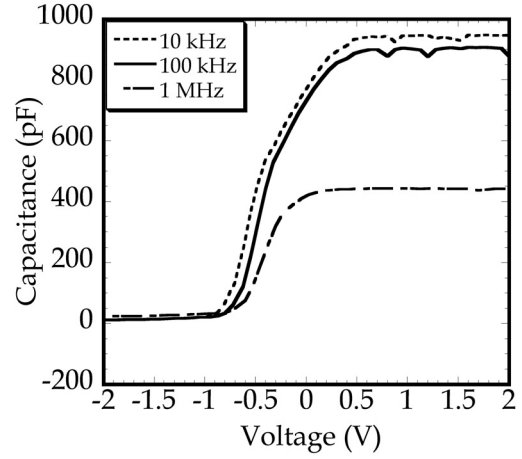


Fig. 26. *C-V* curves for Al/ZrO₂/n-Si capacitors, showing a well-defined transition from depletion and inversion to accumulation as a function of the applied voltage. The firing temperature of the ZrO₂ film was 550 °C for 30 min.¹⁷⁾

from depletion and inversion to accumulation as the applied voltage was varied from - 2 to 2 V, similar to the *C-V* characteristics of normal Al/SiO₂/Si capacitors.³⁰⁾ The *C-V* characteristics did not show any dependence on firing temperature, but the capacitance decreased with higher frequency. On the basis of the well-defined capacitances in the accumulation region of the *C-V* curves at a frequency of 100 kHz, the relative permittivity ϵ_{ZrO_2} of the sol-gel-derived ZrO₂ film was calculated to be 12 and the EOT was 2.4 nm (ZrO₂ film thickness: 7.4 nm). The relative permittivity was higher than that of silicon dioxide (SiO₂; 3.9) and the EOT was comparable to previously reported results (~2.5 nm).³³⁾ The relative permittivity of ZrO₂ formed by atomic layer deposition has been reported to be 23.⁵⁾ The *C-V* curves decline slightly with increasing frequency. The relative permittivity decreases with the growth temperature of ZrO₂ thin films and increasing frequency.³¹⁾ Relative permittivity is essentially governed by the polarization of the material, so it decreases as the frequency increases. In the sol-gel-derived ZrO₂ film, H₂O, OH groups in nanopores and other impurities probably induced electronic and ionic polarizations, so there is the possibility of the frequency dependence of capacitance. To refine the electrical performance of sol-gel-derived ZrO₂ films, an alternative firing environment such as oxygen, inert gas, or forming gas must be used. Thus, there is some possibility for applying sol-gel-derived ZrO₂ thin films as a semiconductor gate insulator material. To fabricate improved ZrO₂ films, further experiments should be conducted to find an effective way of reducing impurities. Sol-gel-derived Y doped ZrO₂ (ZrO₂-Y₂O₃) thin films on Si(001) wafers are also promising.

3. 7 Characterization of sol-gel-derived crystalline ZrO₂-Y₂O₃ thin films on Si(001) wafers

Sol-gel-derived Y doped ZrO₂ (ZrO₂-Y₂O₃) thin films on Si(001) wafers fired in air between 350 and 700 °C provide electrical characteristics, such as lower leakage current, in MOS capacitors superior to those of sol-gel-derived ZrO₂ thin films.³⁴⁾ This is attributed to the reduced surface roughness of ZrO₂-Y₂O₃ thin films. The crystallized ZrO₂-Y₂O₃ surface fired at 700 °C clearly shows a crack-free state compared with ZrO₂ thin films. Thus, crystallized ZrO₂-Y₂O₃ thin films can reduce the leakage current, making them a promising material for gate insulators in aggressively scaled CMOS devices.

3. 7. 1 Evaluations of sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ on Si(001) wafers fired in air

The XPS spectra of the Zr 3d and O 1s emissions from sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films fired at 350 °C and 700 °C are shown in Figs. 27 and 28, respectively. ZrO₂-Y₂O₃ thin films fired at 450, 550, and 1000 °C were also evaluated and similar results were obtained. The Zr 3d_{5/2} lines were at 180.8 eV at 350 °C and 181.4 eV at 700 °C, which are in good agreement with that of the bulk ZrO₂ (182 ~ 182.5 eV).²¹⁾ However, the peak values may be changed by a chemical shift due to Y atoms in comparison with those of the sol-gel-derived ZrO₂ thin films shown in Fig. 3(a). The Zr 3d_{3/2} lines (lower peak) might be caused by the chemical change due to Y atoms.

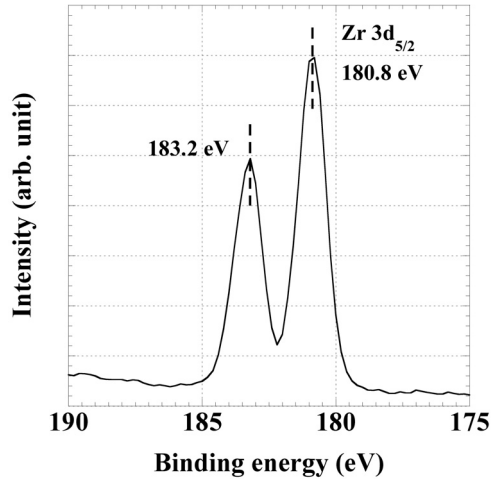


Fig. 27. XPS spectra of sol-gel derived $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin films fired at 350 °C: the solid line is the observed XPS spectra and dashed lines are for $\text{Zr } 3d_{5/2}$ and $\text{Zr } 3d_{3/2}$ (lower peak) spectra.

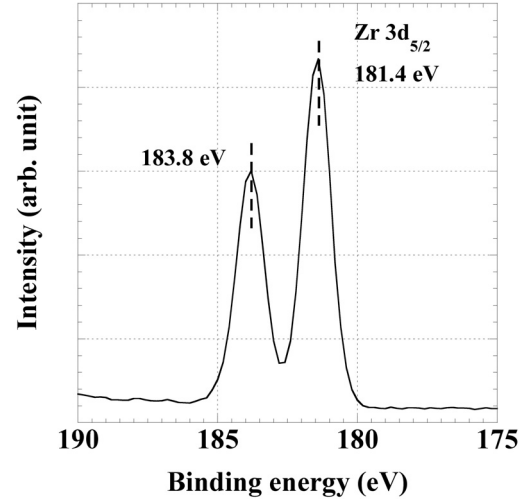


Fig. 28. XPS spectra of sol-gel derived $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin films fired at 700 °C: the solid line is the observed XPS spectra and dashed lines are for $\text{Zr } 3d_{5/2}$ and $\text{Zr } 3d_{3/2}$ (lower peak) spectra.

3. 7. 2 Film thicknesses and refractive indexes of sol-gel-derived $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$

The film thicknesses and refractive indexes were measured for sol-gel-derived $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ films fired from 350 to 700 °C for 30 min (Figure 29). The film thickness tended to become thinner at temperatures higher than 450 °C (11 and 7 nm thick at 450 and 700 °C, respectively). If this $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin film has excellent characteristics with high permittivity, this thickness is suitable for a gate insulator material. Though the refractive indices between 350 and 700 °C increased with increasing firing temperature, the present results were lower than that reported for monoclinic ZrO_2 crystals.⁵⁾

3. 7. 3 AFM-observed surface morphologies of sol-gel-derived $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin films

The surface microstructures of $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin films fired at 350 and 700 °C were observed with the AFM [Figures 30(a) and 30(b)]. The morphology depended on the firing temperature. The surface of the $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin film fired at 350 °C showed a homogeneous structure [Figure 30(a)]. The RMS surface roughness was 0.15 nm at 350 °C. The RMS value at 700 °C was 0.24 nm and the surface structure was slightly wavy, but it did not show grain boundaries and / or cracks caused by crystallization [Figure 30(b)]. Similar results have been reported for crack-free nano- and microcrystalline $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin films deposited on sapphire substrates.³⁵⁾

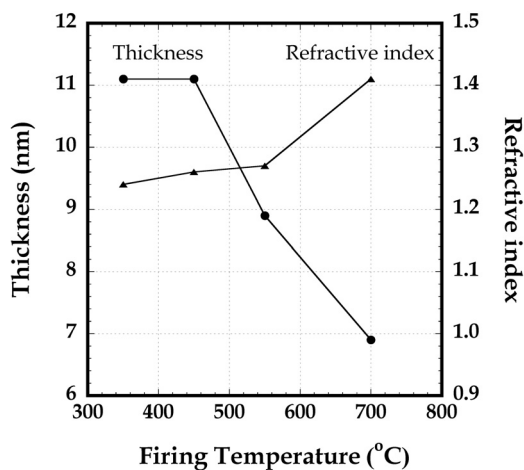


Fig. 29 Film thicknesses and refractive indices of sol-gel-derived $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ films fired at 350, 450, 550 and 700 °C for 30 min.³⁴⁾

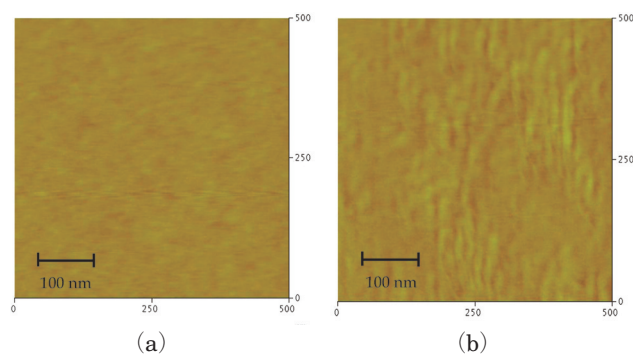


Fig. 30. AFM images of the surface microstructures of $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ thin films fired at (a) 350 and (b) 700 °C.³⁴⁾

3. 7. 4 Electrical characteristics of sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films on Si(001) wafers

The *I-V* characteristics (current density vs electric field) were investigated for sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films fired at 350 and 700 °C in air, in comparison with those obtained for sol-gel-derived ZrO₂ thin films [Figure 31 (a) and 31(b)]. The reverse bias quantities are plotted as absolute values. The leakage current of the Al / ZrO₂-Y₂O₃ / Si capacitors was approximately five orders of magnitude lower than that of the ZrO₂ thin films for forward bias at an electric field of 2 MV / cm and three orders of magnitude lower for reverse bias at -2 MV / cm, respectively. ³⁴⁾ This improvement of the leakage current is noteworthy. For the sample fired at 700 °C, a similar reduction was observed for the Al / ZrO₂-Y₂O₃ / Si capacitor. This is because the lower surface roughness and crack-free state of the ZrO₂-Y₂O₃ film surface may reduce the leakage current in comparison with the ZrO₂ thin films as described in subsection 5.4. For the ZrO₂-Y₂O₃ thin films fired between 350 and 700 °C, the leakage current of the latter was two orders of magnitude smaller than that of the former [Fig. 31(b)]. This is probably due to the film quality caused by crystallization such as packing density and / or a considerable difference in the amount of H₂O in the film.

The leakage current (forward bias) for the sample fired at 700 °C was approximately 5×10^{-7} A / cm² in an electric field of 1 MV / cm, ³⁴⁾ which is one or two orders of magnitude lower than previously reported results. ³²⁾ The latter results may be for densely compacted ZrO₂ thin films, because they were fabricated by sputtering in an argon-plus-oxygen gas ambient and annealed at 400 °C in a nitrogen ambient for 5 min. For reverse bias, the leakage current at 700 °C was superior to that of the other measured films. Therefore, there is some possibility for sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films to be used as an alternative high-*k* material for gate insulators in miniaturized CMOS devices. However, the film quality must be improved further. ³⁴⁾

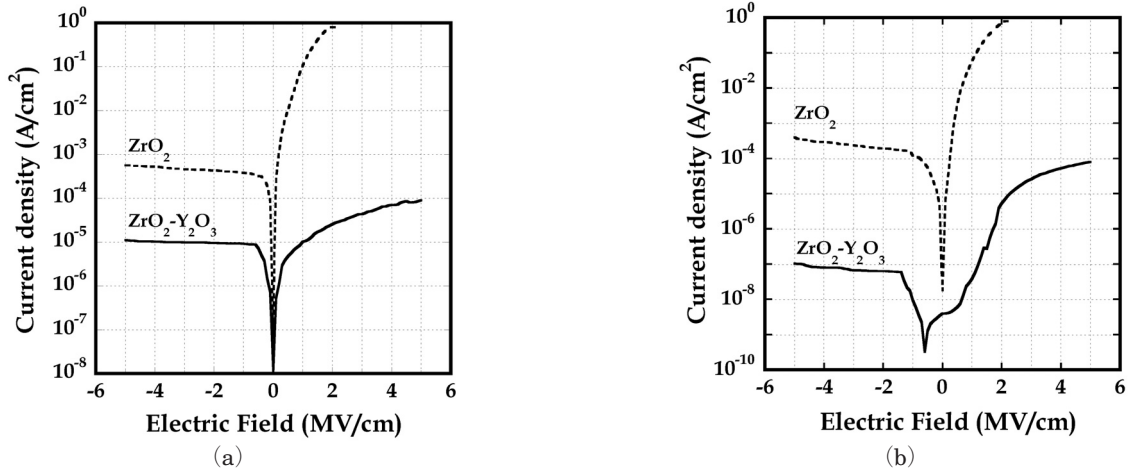


Fig. 31. *I-V* characteristics (i.e., current density vs electric field relationship) for sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films fired at (a) 350 and (b) 700 °C in air, respectively, in comparison with those reported for sol-gel-derived ZrO₂ thin films. ³⁴⁾

3. 7. 5 TPD analyses of sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films

TPD was used to investigate the desorption of H₂O (*m/z* = 18) that evolved from sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films on Si(001) wafers, which were fired at 350 and 700 °C for 30 min (Figure 32). The vertical axis indicates the current value of QMS. The film thicknesses were 11.1 and 6.9 nm, respectively. The intensity of the TPD curves decreased as the firing temperature increased, indicating that the amount of H₂O was reduced in the ZrO₂-Y₂O₃ thin films on Si(001) wafers. For the ZrO₂-Y₂O₃ thin film fired at 350 °C, the peaks seen at 370 and 400 °C are attributed to equipment noise.

Two TPD curves are close to those of ZrO₂ thin films, ³⁴⁾ except that the sample fired at 350 °C does not show any similar protrusions between 100 and 200 °C like those seen for the ZrO₂ thin film (Figure 22). ¹⁷⁾ The peak was separated into several components using a Gaussian-type waveform (Figure 23), and the waveform indicated by the dashed line is shown as a function of temperature (Figure 32). The desorption temperature of the main peak of the ZrO₂-Y₂O₃ thin film was approximately between 100 and 200 °C. This implies that the TPD peak may be due to physisorbed H₂O (mere adsorption of H₂O). In contrast, at 700 °C, the TPD curves for H₂O desorption are similar in shape to that of the ZrO₂ thin film. The peak from 100 to 200 °C is due to the adsorption of physisorbed H₂O and the

main peak at approximately 250 °C is caused by Zr-OH (chemisorbed).^{36, 37, 39)} The relative permittivity of ZrO₂ formed by atomic layer deposition has been reported to be 23.⁵⁾

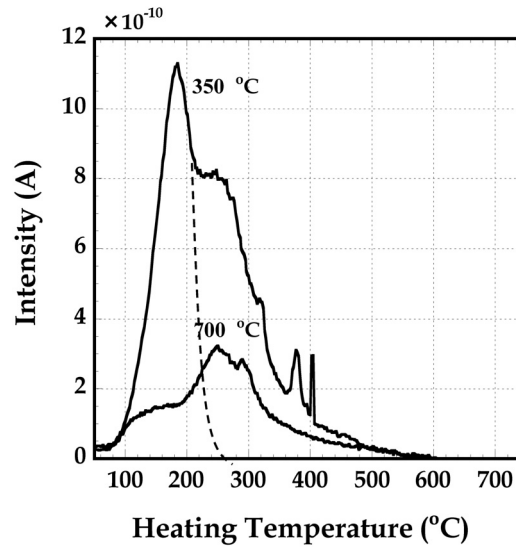


Fig. 32. TPD curves of H₂O ($m/z = 18$) that evolved from sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films on Si(001) wafers, which were fired at (a) 350 and (b) 700 °C for 30 min.³⁴⁾

4. Conclusions

Sol-gel-derived HfO₂, ZrO₂ and Y doped ZrO₂ (ZrO₂-Y₂O₃) thin films on Si(001) wafers fired in air between 350 and 700 °C were characterized physically, chemically and electrically with the aim of achieving alternative gate insulator materials for advanced CMOS devices. Sol-gel processes were definitely confirmed to prepare thin films of HfO₂ and ZrO₂ for obtaining high-quality insulators, offering the advantages of low cost, relative simplicity, and easy control of the composition of the layers formed. The results presented in the paper proves that crystallinity of the sol-gel-derived HfO₂, ZrO₂ films was found to be dependent on the firing temperature and sol solution. The relative permittivity of the films converged to that of bulk HfO₂ and ZrO₂ according to the specific sol solutions and firing temperatures. Residual H₂O and OH groups in the thin films were evaluated in reference to electrical characteristics such as the leakage current of MOS capacitors. Furthermore, the surface of the ZrO₂-Y₂O₃ thin films on Si(001) wafers showed less roughness than the HfO₂ and ZrO₂ thin films, resulting in lower leakage current in MOS capacitors, thereby, giving an evidence that the ZrO₂-Y₂O₃ thin films are superb insulator. The leakage current of crystallized ZrO₂-Y₂O₃ thin films was shown to be lower than that of the amorphous state films because of the smooth crystalline surface of the latter in comparison with the ZrO₂ thin films. In conclusion, crystalline sol-gel-derived ZrO₂-Y₂O₃ thin films are postulated to be promising as alternative gate insulator materials of advanced CMOS devices.

5. Acknowledgments

This work was supported by a Grant from Renesas Technology Corp. A part of this work was conducted in Research Hub for Advanced Nano Characterization and Center for Nano Lithography and Analysis, The University of Tokyo, supported by the Ministry of Education, Culture, Sports, Science and Technology, Japan (MEXT). This study was also supported by a grant from Nihon University.

6. References

- 1) T. Nishide, S. Honda, M. Matsuura and M. Ide: Surface, structural and optical properties of sol-gel derived HfO₂ films, *Thin Solid Films* 371, pp. 61-65 (2000).
- 2) W. C. Liu., D. Wu, A. D. Li, H. Q. Ling, Y. F. Tang and N. B. Ming: Annealing and doping effects on structure and optical prop-

- erties of sol-gel derived ZrO₂ thin films, *Applied Surface Science*, **191**, pp. 181-187 (2002).
- 3) H. R. Huff, and D.C. Gilmer: *High Dielectric Constant Materials-VLSI MOSFET Applications*-. (Springer, Berlin, 2004).
 - 4) M. G. Blanchin, B. Canut, Y. Lambert, V. S. Teodorescu, A. Barau and M. Zaharescu: Structure and dielectric properties of HfO₂ films prepared by a sol-gel route, *Journal of Sol-Gel Science Technology*, **47**, pp. 165-172 (2008).
 - 5) J. Niinisto, M. Putkonen, L. Niinisto, K. Kukli, M. Ritala, and M. Leskela: Structural and dielectric properties of thin ZrO₂ films on silicon grown by atomic layer deposition from cyclopentadienyl precursor, *Journal of Applied Physics*, **95**, pp. 84-92 (2004).
 - 6) X. M. YANG: Sintering behavior of (Y₂O₃-ZrO₂ gels), *Journal of Material Science*, **31**, pp. 2697-2703 (1996).
 - 7) T. Nishide and M. Shibata: Orientation and Surface Properties of Sol-Gel Derived Y₂O₃ Films, *Journal of Sol-Gel Science Technology*, **21**, pp. 189-193 (2001).
 - 8) E. Gusev: *Defects in High-k Gate Dielectric Stacks*, Springer, 2005.
 - 9) G. D. Wilk, R. M. Wallace and J. M. Anthony: High-k gate dielectrics: Current status and materials properties considerations, *Journal of Applied Physics*, **89**, pp. 5243-5275 (2001).
 - 10) Y. Onili, Y. Iwazaki, M. Hasumi, T. Ueno, and K. Kuroiwa: HfO₂/ Si and HfSiO / Si Structures Fabricated by Oxidation of Metal Thin Films, *Japanese Journal of Applied Physics*, **48**, 05DA01-1-05DA01-4 (2009).
 - 11) G. D. Wilk, R. M. Wallace and J. M. Anthony: Hafnium and zirconium silicates for advanced gate dielectrics, *Journal of Applied Physics*, **87**, pp. 484-492 (2000).
 - 12) G. Lucovsky: Correlation between electronic structure of transition metal atoms and performance of high-k gate dielectrics in advanced Si devices, *Journal of Non-Crystalline Solids*, **303**, pp. 40-49 (2002).
 - 13) J. Robertson and C. W. Chen: Schottky barrier heights of tantalum oxide, barium strontium titanate, lead titanate, and strontium bismuth tantalite, *Applied Physics Letters*, **74**, pp. 1168-1170 (1999).
 - 14) J. Robertson: Band offsets of wide-band-gap oxides and implications for future electronic devices, *Journal of Vacuum Science Technology*, **B 18**, pp. 1785-1791 (2000).
 - 15) T. Nishide, S. Honda, M. Matsuura, Y. Ito, and T. Takase: Oriented and Non-Oriented HfO₂-Y₂O₃ Films on Amorphous Quartz Glass Substrates Prepared by Sol-Gel Processes, *Japanese Journal of Applied Physics*, **39**, pp. L237- L240 (2000).
 - 16) H. Shimizu, K. Asayama, N. Kawai, and T. Nishide: Material Microcharacterization of Sol-Gel Derived HfO₂ Thin Films on Silicon Wafers, *Japanese Journal Applied Physics*, **43**, pp. 6992-6993 (2004).
 - 17) H. Shimizu, S. Konagai, M. Ikeda, and T. Nishide: Characterization of Sol-Gel Derived and Crystallized ZrO₂ Thin Films, *Japanese Journal of Applied Physics*, **48**, pp. 101101-1-101101-6 (2009).
 - 18) H. Shimizu, D. Nemoto, M. Ikeda and T. Nishide: Characterization of Sol-Gel Derived and Crystallized HfO₂ Thin Films Dependent on Sol Solution, *Japanese Journal of Applied Physics*, **49**, pp. 121502-1121502-6 (2010).
 - 19) Y-K. Chiou, C-H. Chang, C-C. Wang, K-y. Lee, T-B. Wu, R. Kwo, and M. Hong: Effect of Al Incorporation in the Thermal Stability of Atomic-Layer-Deposited HfO₂ for Gate Dielectric Applications, *Journal of the Electrical Society*, **154**, pp. G99- G102 (2007).
 - 20) J. F. Moulder, W. F. Stickle, P. E. Sobol and K. D. Bomben: *Handbook of X-ray Photoelectron Spectroscopy*, eds. J. Chastain & R. C. King (Physical Electronics, Minnesota,) 2nd ed., pp.44-45, 168-169 (1995). (HfO₂)
 - 21) J. F. Moulder, W. F. Stickle, P. E. Sobol, and K. D. Bomben: *Handbook of X-ray Photoelectron Spectroscopy*, eds. J. Chastain and R. C. King (Physical Electronics, Minnesota) 2nd ed., pp. 44-45, pp. 108-109 (1995).
 - 22) T. Nishide, T. Tanaka, and T. Yabe: Temperature programmed desorption analysis of sol-gel-derived titania films, *Journal of thermal analysis and calorimetry*, **90**, pp. 373-378 (2004).
 - 23) N. Hirashita, S. Tokitoh, and H. Uchida: Thermal Desorption and Infrared Studies of Plasm-Enhanced Chemical Vapor Deposited SiO Films with Tetraethyorthosilicate, *Japanese Journal of Applied Physics*, **32**, pp. 1787-1793 (1993) .
 - 24) H. Shimizu, T. Sato, S. Konagai, T. Takahashi & T. Nishide: Temperature-Programmed Desorption Analyses of Sol-Gel Deposited and Crystallized HfO₂ Films, *Japanese Journal of Applied Physics*, **46**, pp. 4209-4214 (2007).
 - 25) G. D. Soraru, L. Pederiva, J. Latournerie, and K. Raj: *Journal American Ceramics Society*, **85**, pp. 2181 (2002).
 - 26) K. Suzuki and K. Kato: Effects of Modified Precursor Solution on Microstructure of (Y, Yb)MnO₃/ HfO₂/ Si, *Japan Society of Applied Physics*. **46**, pp. 6956-6959 (2007).
 - 27) K. Suzuki and K. Kato: Characterization of high-k HfO₂ films prepared using chemically modified alkoxy-derived solutions, *Japanese Journal of Applied Physics*. **105**, pp. 061631-1-061631-3 (2009).
 - 28) W. J. Zhu, T. Tamagawa, M. Gibson, T. Furukawa, and T. P. Ma: Effect of Al Inclusion in HfO₂ on the Physical and Electrical Properties of the Dielectrics, *IEEE Electron Device Letters*, **23**, pp. 649-651 (2002).
 - 29) L-A. Ragnarsson, D. P. Brunco, K. Yamamoto, Z. Tokei, G. Pourtois, A. Delabie, B. Parmentier, T. Conard, P. Roussel, S. De Gendt, and M. M. Heyns: *Journal of the Electrochemical Society*, **156**, pp. H416 (2009).
 - 30) K. Kukli, K. Forsgren, M. Ritala, M. Leskela, J. Ararik and A. Harsta: Influence of growth temperature on properties of zirconium dioxide films grown by atomic layer deposition, *Journal of Applied Physics*, **95**, pp. 1833-1840 (2002).
 - 31) T. Yamada, M. Mizuno, T. Ishizuka, and T. Noguchi: Liquidus-curve measurement in the system zirconia-hafnia, *Advanced Ceramics*, **24**, pp. 959-964 (1988).
 - 32) H. Chim, W. K., T. H. Ng, B. H. Koh, W. K. Chol, J. X. Zheng, C. H. Tung and A. Y. Du: Interfacial and bulk properties of zirconium dioxide as a gate dielectric in metal-insulator-semiconductor structures and current transport mechanism, *Journal of*

Applied Physics, **93**, pp. 4788-4793 (2003).

- 33) E. H. Nicollian and J. R. Brews: *MOS (Metal Oxide Semiconductor) Physics and Technology* (Wiley, New York, 1981) Chap.4, pp.99.
- 34) H. Shimizu and T. Nishide: Characterization of sol-Gel-Derived Crystalline $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ Thin Films, *Journal of The College Engineering, Nihon University*, **54**(1), pp. 21-27 (2012).
- 35) C. Peters, A. Weber, B. Buts, D. Gerthsen and E. I. Tiffee: Grain-Size Effects in YSZ Thin-Film Electrolytes, *Journal of American Ceramics of Society*, **92**, pp. 2017-2024 (2009).
- 36) T. Nishide, T. Meguro, S. Suzuki and T. Yabe: Ultraviolet Irradiation Hardening of Hafnia Films Prepared by Sol-Gel Processes, *Journal of Ceramic Society of Japan*, **113**, pp. 77-81 (2005).
- 37) T. Takahashi and T. Nishide: Fabrication and Ultraviolet Irradiation Hardening of Sol-Gel-Derived Hafnia Films, *Journal of Ceramics Society of Japan*, **112**, pp. S234- S238 (2004).
- 38) A. Tonosaki and T. Nishide: Novel Petal Effect of Hafnia Films Prepared in an Aqueous Solution and Containi, (2012) Chap.13, pp. 315-346. atiang Hydroxy Acids. *Applied Physics Express*, **3**, pp.125801-1-125801-3 (2010).
- 39) H. Shimizu and T. Nishide: Characterization of Sol-Gel-Derived and Crystallized HfO_2 , ZrO_2 , $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ Thin Films on Si (001) Wafers with High Dielectric Constant, *Advances in Crystallization Processes*, ed. Y. Mastai (Intech, Croatia, 2012) Chap.13, pp. 315-346.

総合教育編

高嶺秀夫(会津出身)の『教育新論』(明治18-19年刊) における「体育」の概念

— 知・徳・体の調和との関係 —

中 野 浩 一 *

The concept of the term “physical education” in the book of pedagogy “Kyōiku Shinron” (published in 1885 - 86) translated by Hideo TAKAMINE (born in Aizu region of Fukushima) — Relationship to the harmonization of the three aspects (intellectual, moral, and physical) —

Koichi NAKANO*

Abstract

In the previous studies, Hideo TAKAMINE (高嶺 秀夫) was regarded as having spread the teaching method of “intellectual education” based on the American Pestalozzianism. But this was the only partial fulfilment of his concerning Japanese pedagogy.

This paper will demonstrate TAKAMINE as the man who introduced to Japan for the first time about the whole structure of Pestalozzi's pedagogy including “the harmonization of the three aspects : intellectual, moral, and physical”, which was regarded as the educational keystone by Pestalozzi. To prove that, this paper examined the following points : 1. The circumstances of pedagogy in Japan when TAKAMINE returned home from his study abroad, 2. The principle of “the harmonization of the three aspects : intellectual, moral, and physical” in Pestalozzi's pedagogy, 3. The relationship between “physical education” and “harmonization” in the book “Kyōiku Shinron (教育新論)” which was written by TAKAMINE.

It can be said that although, around the time when TAKAMINE returned home, “physical education” in Pestalozzi's pedagogy had already been introduced in Japan, there were no explanations about “harmonization” of three aspects in educational books those days. In 1879, TAKAMINE started the lecture on “pedagogy” which included the relationship between the concept of “physical education” and “harmonization” at Tokyo normal school (東京師範学校). Since this school played the central role in teacher's schools of Japan, the principles of Pestalozzi was spread all over Japan by the graduates and the other teacher's schools.

キーワード : 言葉と概念, 運動と衛生教育, 東京師範学校, ジョホノット, ペスタロッチ

Key words : term and concept, movement and health education, Tokyo normal school, James Johonnot, Johann Heinrich Pestalozzi

はじめに

明治維新後, 日本では知・徳・体のペスタロッチ主義(三育説)が普及する¹⁾。この主義に基づく高嶺秀夫(1854-1910, 嘉永7-明治43)の『教育新論』(明治18-19年刊)では, 「知育」「徳育」「体育」の各項目について論述されている。

このように, 高嶺の教育学書では, 「体育」が教育学の一領域として明確に位置づけられている。

この点は, 今日, 「体育」に関する専門分野として体育学が存在し, 教育学で「体育」が取り上げられることは希であることと比較すると, 特異な点として注目される。このため, 明治期の教育学において, 「体育」が不可欠だっ

た理由とその概念について検討することは, 今日との相違を明らかにするという歴史研究の課題となる。そして, この課題における高嶺の「体育」については, 既に報告されている²⁾。

この報告では, 高嶺の『教育新論』が米国のジョホノット (Johonnot, J.)³⁾ による “Principles and Practice of Teaching” (1878) の翻訳であり, スイスの教育学者であるペスタロッチ (Pestalozzi, J. H.) の教育学に基づくこと, このため, 目的の原則に基づく, 身体の育成を目的とした教育(以下, 「身体(目的)教育」と略す)と, 手段の原則に基づく, 身体の育成を手段とした知・徳の教育(以下, 「身体(手段)教育」と略す)という概念が認められること, このように, 「体育」という言葉には二つの概念が認められるため, 身体面の育成のみならず, 精神面(知・徳)の育成も企図されており, また, 精神面を活性化し, 実践へと

向かわせる基礎を築いていること、そして、身体(目的)教育と身体(手段)教育とを意味する「体育」は、今日のような教科目の名称ではなく、全ての教育者に関わる教育理念として、教育学に位置づけられており、教育学の構造上、不可欠な領域であること、などが明らかにされている。

しかし、先の報告では、高嶺がその「体育」を日本で普及する上で、どのような役割を果たしたのか、また、なぜ「体育」において精神面(知・徳)の育成も企図されているのか、また、逆に、「知育」と「徳育」において、身体面の育成に関しては企図されていないのか、については検討されていない。

そこで、本研究は、ペスタロッチが盛んに用いる知・徳・体の「調和」という表現に着目し⁴⁾、1. 高嶺が帰国した当初の教育学の現状と、2. ペスタロッチ教育学における知・徳・体の調和の原則と、3. 『教育新論』における「体育」と「調和」との関係について検討する。

先行研究では高嶺の功績が「開発主義」による教授法の普及とされているが⁵⁾、「開発主義」は「矛盾、欠陥を内蔵」⁶⁾しており、ヘルバルト主義に取って代わられたと指摘されている。このため、今日における高嶺の評価は、高いとはいいがたい。

しかし、本研究は、高嶺が「開発主義」のみならず、ペスタロッチが教育の要石と考えていた知・徳・体の調和を含んだ全体構造について、初めて日本に紹介し、普及させた人物であることを明らかにする。

1. 高嶺が帰国した当初の教育学の現状

高嶺が米国留学から帰国したのは、1878(明治11)年4月21日であり、同年5月1日には東京師範学校への勤務を命じられている⁷⁾。東京師範学校は、我が国の近代教育を創設するにあたり、その教員を養成するために設立された最初の官立師範学校である。その後、官立・府県立の各師範学校が設立されるが、高嶺が帰国した当時、官立の師範学校は、そのほとんどが廃止され⁸⁾、東京師範学校と東京女子師範学校だけであった。このため、東京師範学校は、教員養成制度のモデルとしての中心的役割を果たしていた。しかし、当時の学科課程には「授業法」のように、狭義の指導論しかなく⁹⁾、後の「教育学」のように教育原理や歴史や教育方法論など¹⁰⁾、教育全般に関する知識体系を網羅するものではなかった。

このため、帰国当初、高嶺は、「体育」の理論について言及する機会がほとんど無かったと考えられる。

しかし、1879(明治12)年2月、東京師範学校において、学科課程の改革が行われ、新たな学科目として「教育学」が加えられる。この「教育学」の講義を担当したのが高嶺であり、その講義内容はジョホノットの教育学書を翻訳した『教育新論』で確認できる¹¹⁾。中学師範学科を1882(明治15)年7月に卒業した篠田利英¹²⁾は、次のように、高嶺の講義がジョホノット教育学に基づいていたと述懐している。

「先生(高嶺…筆者註)の御帰朝後、私は前申た動物学の外に、教育学の御講義をもきゝました。先生はジョホノットと申してスペンサーやペーンの教育主義を奉じて居た人と深く交はられたので、先生の教育の御講義も重にその主義のでりました。」¹³⁾

そして、東京師範学校の同窓会誌である『東京茗溪会雑誌』には、高嶺が「『ジョホノット』氏ノ教育論ヲ取捨シテ口授」したものを「聴講筆記セシ草稿」¹⁴⁾が掲載されている。その論題は「体育論」¹⁵⁾であり、例えば「食物」¹⁶⁾や「筋肉ノ練習」¹⁷⁾など、衛生と運動について述べられている。

このように、東京師範学校でジョホノット教育学が講義されたため、その卒業生や各地の師範学校を通じて、ペスタロッチ主義に基づく「体育」の理論が日本に普及していくこととなる。

この「体育」には、前述のように、二つの概念が認められる。しかし、これらの概念は、高嶺の帰国以前に、既に『文部省雑誌』で紹介されていた。この雑誌は、文部省(今日の文部科学省)が教育制度や学事一般の状況報告に加えて、欧米の先進的な教育論説や教育事情を紹介する目的で発行された。先行研究によると、日本で「体育」という表現が初めて用いられたのは、1876(明治9)年3月10日発行の『文部省雑誌』(第6号)であるといわれている¹⁸⁾。

この「体育」という表現が現れる以前には、身体面の育成に関して様々な表現が認められる。同誌を見ると、1873(明治6)年3月発行の第2号には、東京開成学校(東京大学の前身の一つ)における「生徒養生ノ法」と題する記事がある。西洋医学に基づき、学生に対する健康の保持増進が図られていた東京開成学校では、「運動」が「唯身体ノ健康ヲ保持スルノミナラス又精神ヲ活発ナラシムルニ必効アリ」¹⁹⁾と述べられ、精神と身体二元論的な観点から、心身両面への効果が期待されている。1875(明治8)年4月19日発行の第8号には、「希臘ノ碩儒『プラトオ』及『アリストテルス』教育原因論」と題する記事がある。この中の「身体ニ関スル教育」を述べる箇所では、「体操」が「身体ヲ健康ニシ体貌ヲ豊美ニシ及後年軍事アルニ当リテ驍勇ナラシメンコトヲ欲スルナリ」²⁰⁾と述べられ、精神面の「驍勇」が企図されている。同年9月14日発行の第16号には、「身体教育」と題する記事がある。この中では「遊戯」が児童の「辨識」や「了解」²¹⁾を促進し、「理学者ノ未曾テ研究シ得サル所ノ一事ヲ發明」²²⁾させたり、「手芸」が「事物ニ注意スルノ念」や「脳力ヲ養成」²³⁾させたり、「木製及紙製ノ模形」に関する遊具が「児童ノ心意ヲ娛樂セシムル」だけでなく、「(心意の…筆者註)教育トナル」²⁴⁾と述べられている。

このように、「体育」という表現が現れる以前において、「身体教育」など、身体面の育成について述べる項目の中で、精神面の育成にも言及する場合が認められるのである。明治維新以前に、欧米においてペスタロッチ主義が普及していたことを考えると、当然の結果といえる。

これら「身体教育」などの表現が「体育」に一元化され

ていくきっかけは、体操教員の養成を目的とした体操伝習所が1878(明治11)年に設立され、その中の公文書で「体育」が統一的に用いられて以降であると、先行研究では考えられている²⁵⁾。この「体育」という表現においても、二つの概念が認められる。『文部省雑誌』の継続誌である『教育雑誌』では、1879(明治12)年4月10日発行の第94号において、「体操伝習所訓導米人リーランド氏より同所長伊沢修二ニ呈セル意見書」と題する記事が掲載されている。この中の「体育」において、「精神ヲシテ如何ナル難事ニ遭遇スルモ能クコレニ耐忍セシムル」²⁶⁾という、精神面の育成にも言及している。

このように、高嶺が1878(明治11)年に米国留学から帰国する以前において、既にペスタロッチ主義が普及しており、「身体教育」などの表現を通して、二つの概念は一般化していたのである²⁷⁾。

しかし、それらの記事は知・徳・体の内、体の部分という一面に言及する内容のため、なぜ二つの概念が認められ、また、教育活動全般において、どのような役割を果たしているのかという、広義の観点が欠けている。したがって、教育に関する知識体系を述べる教育学書が不可欠となるが、高嶺が帰国する以前には、その要件を満たす著書が存在しなかった。例えば、東京師範学校の教科書として採用されていた1873(明治6)年の『教導説』(箕作麟祥訳)は、百科事典である“CHAMBERS'S INFORMATION FOR THE PEOPLE”の“EDUCATION”の項目を訳したものである。このため、教育原理に関しては簡潔に記されており、調和の原則までは述べられていない。その他、1874(明治7)年の『学校通論』、1876(明治9)年の『彼日氏教授論』、『学要要論』、『教師必読』、『塞児敦氏庶物指教』、1877(明治10)年の『那然小学教育論』、『加爾均氏庶物指教』など、翻訳書が認められるが、全て学校・教師一般の在り方や教授法に関する著書である。また、高嶺の帰国後、盛んに読まれた1880(明治13)年の『斯氏教育論』(尺振八訳)²⁸⁾や日本人の手による最初の実用書である『教育学』(伊沢修二、1882-83年)でも、知・徳・体の各分野の説明だけで、それらを調和する原則については述べられていない。

このため、1879(明治12)年、東京師範学校で学科課程の改革が行われた際、新たな学科目として「教育学」が加えられ、当時としては最新の教育学書であったジョホノットの“Principles and Practice of Teaching”(1878)に基づく講義がなされたのは、画期的な出来事だったのである。本書は、その書名が示すように、「諸原理」と「教育実践」で構成されており、後述するように、知・徳・体の調和に関する原則が述べられている。また、教授法において、ペスタロッチを批判する箇所も認められるが、それを否定しているのではなく、アガシ(Agassiz, L.)の説を採用して組み込むなど、当時におけるペスタロッチ主義の改善に努めている²⁹⁾。このため、先行研究で指摘されているように、本来のペスタロッチ教育学から離れていく部分が認められる³⁰⁾。しかし、ペスタロッチ教育学に認められる二つの「体育」の概念など、ペスタロッチ教育学の構造を受け継

ぎながらの改善である。すなわち、その受け継がれていった点がないと、ペスタロッチ主義とはいえないのである。

そこで、次に、ペスタロッチ教育学の構造、特に調和の原則について明らかにする。

2. ペスタロッチ教育学における調和の原則

ペスタロッチの主著といえる1801年の『ゲルトルートはいかにその子らを教えるか』(以下、『ゲルトルート』と略す)では、第3信から第11信において、数・計・語の知性の育成を取り上げている。この知性の育成を述べる中で、身体面の育成への言及が認められる。例えば、「語」の「発音教授」では「言語器官を育成」³¹⁾する発声術(唱歌を含む)が述べられている。また、ペスタロッチのオリジナルである「直観のABC」の育成を述べる中で、次のように、描画による「手先の熟練」、すなわち身体面の育成も平行して企図されている。

「線・角・弧などの練習によって、あらゆる事物の直観における確実さが得られ、さらに子供の手先の熟練が得られる」(下線は筆者)。³²⁾

さらに、ペスタロッチは、「言語教授」において、名詞や動詞の変化を学ぶ際の例文として、「私は自分の健康をきつと維持するだろう。」³³⁾や「歩くとは、一步一步前進することだ。」³⁴⁾や「呼吸する。」³⁵⁾など、身体の各部位や身体活動に関する言葉を多用している。このため、今日の教育にあてはめた場合、保健体育の内容が国語の学習教材として取り上げられているといえる。このような「言語教授」を行う理由は、「行動を示す言葉に真理と正しい直観と純粋な感情とを結び付けようと思う」(下線は筆者)。³⁶⁾と述べられているように、身体と精神(知・徳)とを結び付けることが企図されているためである。

同様のことが徳性の育成を述べる中でも認められる。徳性の育成に関しては、『ゲルトルート』の第14信で詳しく述べられているが、例えば、「信仰心と道徳心との本質をなす感情が現れてくる芽は、私の教授法の本質が発展してくる芽と全く同じもの」³⁷⁾であり、その「芽」は「幼子と母親との間に起こる自然の関係のみから発」³⁸⁾すると、ペスタロッチは考えている。この母親の愛が「母親と神とに対する信頼の感情」³⁹⁾を育成するのである。この徳性の育成と平行して、さらに、知性と身体面の育成も企図されている。例えば、育成された「信頼の感情」に基づき、母親は、「世界の新たな現象」を「子供の自然の高貴な感情と必ず結び付けて子供の目に示し」⁴⁰⁾たり、「彼の関節のしなやかさの内に、…霊を示し、神を示し」⁴¹⁾たりすることができると考えられている。こうした関わりが身体を大切にするという行為につながっていくのである。また、「子供の図画の中に、測定の中に、計算の中に神を指し示す。」⁴²⁾ことで、知性への敬愛が生まれ、「本質的に個々のものの完成を目指す不断努力」⁴³⁾へとつながるのである。

したがって、ペスタロッチ教育学では、知性と徳性の育成を述べる中で、身体面の育成も平行して企図されている

のである。つまり、知・徳・体の全ての教育において身体面の育成が企図されているのである。そして、その理由は、知・徳・体の三つを結びつけるためである。

しかし、「私の全体系の要石（Schlußstein…筆者註）に触れずに私の書簡を終わるわけにはゆかない。」⁴⁴⁾と述べているように、ペスタロッチは、それら三つを結びつけるだけで終わりとは考えていない。その「要石」とは、「神を崇めることの本質」という徳性と、知性や身体に関する「諸原理」とが「どのように関係しているのか」⁴⁵⁾についてである。すなわち、三つのつながりを形成した後、それらの秩序をどのように保つかが問題となるのである。なぜなら、それら三つは性格が異なるので、例えば、「知的向上と道徳的向上」とを「調和」⁴⁶⁾させる原則へと進む必要があるからである。この調和は、「心情の純粋性を保つことによって、理性の我欲が一方的な墮落に陥るという誤謬を防止する」ために、「いつも感覚的印象を我々の信念に従属させ、我々の欲望を我々の好意に従属させ、また我々の好意を我々の公正な意志に従属させること」⁴⁷⁾で達成される。つまり、知性や身体に関する成果を最終的に徳性に従属させることで、調和が達成されるのである。

したがって、教育区分を知・徳・体とするペスタロッチ教育学では、それらの三つの調和を企図していることが明らかとなる。すなわち、それぞれ性格の異なる三つの調和もしくは精神（知・徳）と身体との二面を一つのものとして調和させることが企図されているのである。

このように、ペスタロッチは、教育の要石が知・徳・体の調和であり、これによって教育が完成すると考えているのである。

そこで、次に、高嶺の『教育新論』における調和の原則について検討する。

3. 『教育新論』での「体育」と「調和」との関係

『教育新論』の「第一章 教育ノ大旨」では、「教育ノ定義」を述べる際、「種子ヨリ発生シテ完全ノ形状ニ達スル植物」⁴⁸⁾を例にあげている。この理由は、植物の生長には、次のように、「統一、対等、調和（system, symmetry, harmony⁴⁹⁾…筆者註）」⁵⁰⁾が認められるためである。

「植物ノ生長ニハ、統一アリ対等アリ調和アリ、幹、芽、枝、葉、花、果、皆植物ノ最上ノ目的ヲ成就スル為メニ須要ナル順序即統一ヲ以テ発生ス。故ニ適宜ノ培養耕種ヲ与フルトキハ、植物ノ生長ハ其ノ各部ノ機関ノ発達ニ於テ著シク対等、調和、統一ヲ表スベシ、」⁵¹⁾

つまり、『教育新論』では、各人の持っている諸能力を引き出し、成長させるという、自然主義に基づいているのである。そして、これらの諸能力を調和的に成長させることで、教育の目的が達成されると考えられている。

そこで、『教育新論』での調和を達成するための仕組みを明らかにするため、身体面の育成に言及する箇所を中心に検討していく。

「第十一章 体育」では、「体育ノ要素」と題して、「四

ケノ要素」⁵²⁾が掲げられている。一つ目は「生存ノ理法ニ関セル睿知（intelligence⁵³⁾…筆者註）」、二つ目は「此理法ヲ遵奉スル感応（sensitivity⁵⁴⁾…筆者註）」、三つ目は「教育用具ノ排置ヲシテ此理法ニ一致セシムルコト」、四つ目は「知ラズ識ラズ此理法ヲ遵奉セシムル所ノ常習ヲ養成スルコト」⁵⁵⁾である。これらの内、一つ目の「睿知」と二つ目の「感応」に関しては、「知育及徳育上ヨリ間接ニ此等ノ事項ニ及ボスコトヲ得ルノミ、」⁵⁶⁾と述べられている。

したがって、身体面の育成には、「睿知」に関する「知育」と、「感応」に関する「徳育」からのアプローチも必要と考えられている。

そこで、前述のように、「体育」において知性・徳性の育成が企図されていることから、「知育」と「徳育」においても、身体面の育成が企図されていないかを確認する。

教育目的を述べる第1章では、「知育」について、その手段が「知識（knowledge⁵⁷⁾…筆者註）」⁵⁸⁾と述べられている。この「知識」の中で、特に「特別ニ必須ノ知識」として、「身体ノ健康ヲ保持スル為メノ知識」⁵⁹⁾があげられている。そして、この知識が「健康ノ維持」⁶⁰⁾につながると述べられている。また、第2章の「心意ノ諸力」では、「心意ト実物トノ中間ニ立テ通常ノ方便」となる「機関（organism⁶¹⁾…筆者註）」、すなわち圧力・重量に関する「筋肉官」と、「触官」「味官」「臭官」「聴官」「視官」⁶²⁾に関する器官との六つを「健全鋭敏（a healthy and sensitive condition⁶³⁾…筆者註）」にして「官能ノ作用ヲシテ精密練熟ナラシムルコト」⁶⁴⁾と述べられている。すなわち、感覚訓練において、精神面における認識能力の育成のみならず、身体面における諸器官の健康が同時に企図されているのである。

このように、「知育」において、身体面の育成も企図されているので、「知育」には、知性の育成を目的とした教育（以下、「知性(目的)教育」と省略）のみならず、知性の育成を手段とした身体のための教育（以下、「知性(手段)教育」と省略）という概念が認められるのである。

次に、「徳育」について見ると、生徒の「道徳上ノ感性（The moral sensibility⁶⁵⁾…筆者註）」について、「醒覚シテ鋭敏ナラシムルヲ要ス」⁶⁶⁾と「感性」に言及する箇所がある。この目的を達成するためには、「社会ノ交際上他人ノ身体及所有物ニ関スル權利ヲ敬重ス可キ事」⁶⁷⁾が指導されるべきであり、そのような「公義心ヨリ生ズル善行」が「終身不朽ノ習慣ヲ成スニ至ル可シ。」⁶⁸⁾と述べられている。この具体的な手段を述べる中で、衛生・運動と道徳との関係も取り上げられている。例えば、「食」、「清潔」、「学校ヲ損傷シ若クハ汚穢ニスルコトヲ避」けること⁶⁹⁾、「身体衣服ヲ清潔ニスルコト」、「室内ノ清浄及秩序ニ注意スルコト」、「靴ノ塵埃ヲ払ハズシテ教場若クハ家室ニ入ルコト」⁷⁰⁾などの衛生や「踏舞、打球（ball-playing⁷¹⁾…筆者註）」⁷²⁾などの運動である。つまり、衛生や運動に関する道徳的考察において、徳性の育成と平行して、自他の身体を尊重する行為へと向かわせる習慣形成が企図されているのである。

このように、「徳育」において、身体面の育成も企図さ

れているので、「徳育」には、徳性の育成を目的とした教育（以下、「徳性(目的)教育」と省略）のみならず、徳性の育成を手段とした身体のための教育（以下、「徳性(手段)教育」と省略）という概念が認められるのである。

さらに、学校で行われたさまざまな「練習」は、「総て生徒ノ善行ヲ増進スル傾向ヲ有ス可キコト、及教育ハ其ノ結局善行ノ常習ヲ造成スルニアラズバ失敗ナリ」⁷³⁾と述べられている。そして、「其(学校の練習…筆者註)ノ終局ヲ善行ニ帰セシムルコトノ方法」は、「徳育ニ於テ之ヲ論ズ」と述べられており、この点が『『ペスタロッヂー』氏ノ主義』⁷⁴⁾から導き出したと述べられている。

このように、知性や身体(手段)教育に関する成果を最終的に徳性に従属させるという、ペスタロッヂの調和の原則が認められるのである。

以上から、『教育新論』では、「知育」で知性(手段)教育の概念が、また、「徳育」で徳性(手段)教育の概念が認められるように、知・徳・体の全ての領域で身体面の育成が企図されている。したがって、ペスタロッヂ教育学と同様、知・徳・体の三つの結びつけを企図していることが明らかとなる。さらに、教育の完成を目指し、知・徳・体の三つの調和も企図されているのである。

ま と め

高嶺秀夫が1878(明治11)年4月に米国留学から帰国し、東京師範学校へ奉職した当初、「体育」の理論について言及する機会はほとんど無かったと考えられる。しかし、1879(明治12)年2月、東京師範学校において、学科課程の改革が行われ、新たな学科目として「教育学」が加えられる。この「教育学」の講義を担当したのが高嶺であり、米国ペスタロッヂ主義におけるジョホノット教育学に基づく講義であった。この中では、「体育論」の講義も行われている。東京師範学校は、教員養成制度のモデルとしての中心的役割を果たしていたので、その卒業生や各地の師範学校を通じて、ペスタロッヂ主義の原理・原則が日本に普及していくこととなる。

高嶺が述べる「体育」には、ペスタロッヂ教育学に基づき、身体(目的)教育と身体(手段)教育との二つの概念が認められる。そして、身体(手段)教育の概念に基づき、「体育」においては、身体面の育成のみならず、精神面(知・徳)の育成も企図されている。これらの概念は、高嶺の帰国以前に、既に『文部省雑誌』で紹介されていた。しかし、それらの記事は、知・徳・体の内、体の部分という一面に言及する内容であった。このため、なぜ二つの概念が認められ、また、教育活動全般において、どのような役割を果たしているのかという、広義の観点が欠けている。また、当時の教育関連の著書でも、知・徳・体の各分野の説明だけで、それらを調和する原則については述べられていない。

しかし、高嶺の講義内容である『教育新論』を見ると、「知育」には知性(目的)教育と知性(手段)教育、「徳育」には徳性(目的)教育と徳性(手段)教育、「体育」には身体(目

的)教育と身体(手段)教育という概念が認められる。このため、身体面の育成に関しては、「知育」と「徳育」でも企図されており、また、精神面(知・徳)の育成に関しては「体育」でも企図されていることが明らかとなる。この理由は、知・徳・体の三つを結びつけ、調和させることが企図されているためである。

先行研究では、高嶺の「知育」における「開発主義」だけが取り上げられ、しかも、「開発主義」は矛盾や欠陥が多く、ヘルバルト主義に取って代わられたと指摘されている。しかし、高嶺は、「知育」における「開発主義」のみならず、ペスタロッヂが教育の要石と考えていた知・徳・体の調和を含んだ全体構造について、初めて日本に紹介し、普及させた人物として、再認識される必要がある。

以上のように、高嶺が述べる知・徳・体における二つの概念と調和の原則とは、スイスのペスタロッヂ教育学から受け継がれてきたものである。明治期の最初の教育学がペスタロッヂ主義といわれる由縁がここにある。そして、この教育学では、精神面(知・徳)と身体面という、三つもしくは二つの側面を一つのものとして調和させることが企図されているのである。

今日の『学習指導要領』では、小学校の「体育科」や中学校・高等学校の「保健体育科」において、「心と体を一体」としてとらえることが教科目標となっている。しかし、その他の教科目ではその目標は掲げられていない。この点をペスタロッヂ教育学と照らし合わせると、「心と体を一体」とするには未だ不足する点が多く、完成の域には達していないといえる。

「心と体を一体」とする教育を目指す場合、再考されるべき教育学書の一つとして、高嶺の『教育新論』があげられるのである。

註

- 1) 『明治教授理論史研究』(稲垣忠彦, 1966年, 評論社, p. 51-53)によると、日本へのペスタロッヂ主義の導入は、三つの時期に区分される。その最初は明治5年9月から東京師範学校でスコット(Scott, M.M. 1843-1922)による一斉教授法の導入、第二は明治10年頃に刊行された教授法に関する翻訳書である『庶物指教』の紹介、第三は明治11年4月、米国から帰国した高嶺秀夫を中心とする「開発主義」の展開である。
- 2) 中野浩一「高嶺秀夫(会津出身)の『教育新論』(明治18-19年刊)における身体教育の位置づけ—二つの「身体」(生体・媒体)に基づく検討—」『日本大学工学部紀要』第56巻第1号, 平成26(2014)年9月, p. 23-34
- 3) 高嶺によると、ジョホノットは、「ミソリー州ウルレンスボルグ(State of Missouri, Warrensburg…筆者註)ノ師範学校長」として「其学校を改良し」、退職後にニューヨーク州へ移り、「米国教育会等の講師」(高嶺秀夫訳『教育新論』, 1885-86年, 東京茗溪会, 『明治教育古典叢書』I-9, 1980年, 国書刊行会, p.「緒言」の1-2)を務めていた。当時、ニューヨーク州オスウィーゴ州立師範学校へ留学していた高嶺は、多くの教育家と交流した中でも、「特ニジョホノット氏ト屢、相面シ共ニ此ノ教育ヲ談論シ裨益ヲ得ノコト少ナカ

- ラス」(同上, p.「緒言」の1)と述べている。そして、ジョホノットには「体育」に関する著書として、学校建築を述べた“School-Houses”(1871)や衛生に関する“How we live:or, The human body, and how to take care of it”(1885)などがあり、衛生(衣食住)による「体育」を重視していたことがうかがわれる。
- 4) 日本で最初の本格的なペスタロッツ研究といえる『ペスタロッツ教育学』(長田新, 1934年, 岩波書店)では、「ペスタロッツが種々なる著作に述べてある調和」(p. 198)が「ペスタロッツの全思想に占める位置の如何に高きか」(p. 209)と述べられている。
 - 5) 先行研究では、高嶺の述べる知・徳・体の内、「知」の部分を取り上げるものがほとんどである。例えば、『明治教授理論史研究』(前出1)のように、ペスタロッツ主義の「知」の部分にあたる「開発主義」を取り上げるのが一般的である。
 - 6) 石井正司『教授理論研究2 直観教授の理論と展開』, 1981年, 明治図書, p. 261。なお、本書では、高嶺の教授法を「開発教授」と表現している。
 - 7) 高嶺秀夫先生記念事業会『高嶺秀夫先生伝』, 1921(大正10)年, 培風館,『伝記叢書5』として大空社より復刻, 1987(昭和62)年, p.「年譜」の3
 - 8) 1877(明治10)年, 西南の役の勃発による国庫財政緊縮の要請を契機として、同年2月に愛知・広島・新潟、翌年2月に大阪・長崎・宮城の官立師範学校が廃止された。
 - 9) 水原克敏「ジョホノットの教育学と東京師範学校の1879年改革」『教育学研究』, 48巻2号, 1981(昭和56)年, 日本教育学会, p. 57
 - 10) 『明治十六年八月改正 東京師範学校小学師範学科規則』(東京師範学校, 刊行年不明)によると、「教育学校管理法」という教科目では、「教育ノ理教育ノ沿革等ニ通セシメ次ニ之ヲ実施スルノ方法ヲ研究セシム」(p. 31)という目的が記されている。
 - 11) 高嶺は、ジョホノット教育学を東京師範学校において「教授スルコト茲々数年」(p.「緒言」の3)を経たが、「近来漫ニ此ノ筆記ヲ印刷ニ付シタルモノアルヲ発見シ」(p.「緒言」の4)、「文義錯乱貫カザルモノ多キノミナラス大々余ノ意ニ反スル」(p.「緒言」の5)ため、「余カ此ノ書ヲ訳」(p.「緒言」の6)したと、翻訳出版されたのが後年になった経緯を述べている。
 - 12) 東京師範学校『東京師範学校一覧 自明治十五年九月至明治十六年九月』, 刊行年不明, p.「卒業生姓名」
 - 13) 高嶺秀夫先生記念事業会, 前出7), p.「付録」の16。ちなみに、「教育学」の講義は、『東京師範学校一覧』によると、「本科下級」(『東京師範学校一覧 自明治十四年九月至明治十五年九月』, 刊行年不明, p.「教科細目」), すなわち最終学年の「前学期」に組み込まれている。このため, 1882(明治15)年7月卒の篠田の場合, 高嶺の講義を聴講したのは, 前学期が1881(明治14)年9月11日から1882(明治15)年2月15日なので(同上, p.「学歴」), この期間であったと推測される。
 - 14) 「体育論」『東京茗溪会雑誌』第5号, 1883(明治16)年5月20日, 東京茗溪会, p. 11
 - 15) 同上, p. 12
 - 16) 同上, p. 15
 - 17) 同上, p. 27
 - 18) 木下秀明『日本体育史研究序説』, 1971(昭和46)年, 不昧堂, p. 49-50
 - 19) 「生徒養生ノ法」『文部省雑誌』第2号, 1873(明治6)年3月, p. 4
 - 20) 「独乙『ドクトルリーケ』教育論摘訳 希臘ノ碩儒『プラトオ』及『アリストテルス』教育原因論」『文部省雑誌』第8号, 1875(明治8)年4月19日, p. 15-16
 - 21) 小林儀秀訳「米国ボストン教育新聞紙抄 身体教育」『文部省雑誌』, 1875(明治8)年9月14日, p. 9
 - 22) 同上, p. 10
 - 23) 同上, p. 11
 - 24) 同上, p. 11-12
 - 25) 木下秀明, 前出18), p. 71
 - 26) 坪井玄道訳「体操伝習所訓導米人リーランド氏ヨリ同所長伊沢修二ニ呈セル意見書」『教育雑誌』第94号, 1879(明治12)年4月10日, p. 12
 - 27) 『日本体育史研究序説』(前出18)では、「体育」の概念が明治10年代初頭には「身体のための教育, すなわち身体教育」(p. 284)を意味し, 明治10年代前半には「運動に偏した身体教育」(p. 285)へと変遷したと考えている。このため, それらの年代において, 精神面に関しては「気ばらし」(p. 44)だけを取り上げ, 「精神(知・徳)のための教育」には言及していない。そして, 「体育」において, 「目的が, 身体以外, すなわち精神へ拡大された」(p. 285)のは明治10年代の後半からと考えられている。
 - 28) 本書は, スペンサー (Spencer, H.) の“Education: intellectual, moral, and physical”(1861)を翻訳したものであり, 教育を知・徳・体に区分している。しかし, その区分は, 当時主流であった英国のペスタロッツ主義に基づいている。ペスタロッツは, 例えば, 1802年の『パリの友人に宛てたメトーデの本質と目的に関する覚え書き』において, 「知性的基礎陶冶(die intellektuelle Elementarbildung)」, 「身体的基礎陶冶(die physische Elementarbildung)」, 「道徳的基礎陶冶(die sittliche Elementarbildung)」(Pestalozzi “Denkschrift an die Pariser Freunde über Wesen und Zweck der Methode”, Buchenau, A., Spranger, E., Stettbacher, H., Pestalozzi Sämtliche Werke, 14Bd., 1932, Walter de Gruyter & Co., Berlin und Leipzig, S. 330)の三つに区分している。したがって, 知・徳・体の区分はスペンサーのオリジナルではない。
 - 29) ジョホノットは, ペスタロッツの教授法が「注意を喚起し, 観察力を養成するが, 各学課間の関係や科学的推論に必要な思考を結合することに欠けている。」(Johannot “Principles and practice of teaching”, 1878, D. Appleton and company, p. 152)と考えている。アガシは当時, 「ペスタロッツ主義の原則」(Ibid., p. 160)に基づきながら, 「各学課を一統きにつなげ, 科学的なものへ直に導」(Ibid., p. 163)させる教授法を展開していた。
 - 30) 『教授理論研究2 直観教授の理論と展開』(前出6)では, ペスタロッツの直観教授法が「スイス・ブローイセン・イギリス・アメリカと経由」する間に「本質からはますます疎遠なもの」となり, 日本に伝わった際には, 「『問答』-『実物教授』-『開発教授』へと変転し, 形式化, 形骸化してしまつた。」(p. 262)と指摘されている。このように, ペスタロッツ自身の教育学と日本に伝わったペスタロッツ主義との相違を指摘する先行研究は, 註1で取り上げた『明治教授理論史研究』を含めて, 数多く存在する。しかし, 両者の間に一貫して認められる論理構造を指摘した研究は, 管見の限りではあるが, 認められない。
 - 31) Pestalozzi “Wie Gertrud ihre Kinder lehrt”, Buchenau, A., Spranger, E., Stettbacher, H., Pestalozzi Sämtliche Werke, 13Bd., 1932, Walter de Gruyter & Co., Berlin und Leipzig, S. 259。なお, 原書の翻訳には平凡社の『ペスタ

ロッチャー全集』を参照したが、適宜、改訳した部分もある。

- 32) Ibid., S. 220
- 33) Ibid., S. 276
- 34) Ibid., S. 277
- 35) Ibid., S. 278
- 36) Ibid.
- 37) Ibid., S. 350
- 38) Ibid.
- 39) Ibid.
- 40) Ibid.
- 41) Ibid., S. 351
- 42) Ibid., S. 352
- 43) Ibid.
- 44) Ibid., S. 341
- 45) Ibid.
- 46) Ibid., S. 348
- 47) Ibid.
- 48) 高嶺秀夫訳, 前出3), p. 4
- 49) Jhonnot "Principles and practice of teaching", 1878, D. Appleton and company, p. 13
- 50) 高嶺秀夫訳, 前出3), p. 4
- 51) 同上, p. 4- 5
- 52) 同上, p. 376
- 53) Jhonnot, op. cit. 49), p. 186
- 54) Ibid.
- 55) 高嶺秀夫訳, 前出3), p. 376-377
- 56) 同上, p. 377
- 57) Jhonnot, op. cit. 49), p. 15

- 58) 高嶺秀夫訳, 前出3), p. 10
- 59) 同上, p. 14
- 60) 同上
- 61) Jhonnot, op. cit. 49), p. 26
- 62) 高嶺秀夫訳, 前出3), p. 34-38
- 63) Jhonnot, op. cit. 49), p. 30
- 64) 高嶺秀夫訳, 前出3), p. 40
- 65) Jhonnot, op. cit. 49), p. 261
- 66) 高嶺秀夫訳, 前出3), p. 554
- 67) 同上
- 68) 同上, p. 556
- 69) 同上, p. 558
- 70) 同上, p. 599-600
- 71) Jhonnot, op. cit. 49), p. 282
- 72) 高嶺秀夫訳, 前出3), p. 600
- 73) 同上, p. 249
- 74) 同上

付 記

本研究は JSPS 科研費24650375（平成24－26年度）と、JSPS 科研費15K12635（平成27－29年度）の助成を受けたものです。

東浩紀編『福島第一原発観光地化計画』に対する 学生たちの反応——授業実践の分析

菅 原 潤*

The Response of Students to Hiroki Azuma's *The Plan to Become a Tourist Attraction of Destroyed Fukushima Daiichi Nuclear Power Plants*

Jun SUGAWARA*

Abstract

The other day I asked my students belonging to College of Technology Nihon University to describe their opinions about Hiroki Azuma's *The Plan to Become a Tourist Attraction of Destroyed Fukushima Daiichi Nuclear Power Plants* (*Fukushima Daiichi Genpatsu Kankochika Keikaku*). In this book Azuma asserts that we should construct various commercial institutions near destroyed plants after about twenty years quantity of scattered radiant rays decline to the natural quantity of radioactivity. He designs this plan for the purpose of denying rumor about Fukushima's image.

Unexpectedly it turns out that many of them receive Azuma's book favorably. One student hopes that his hometown which he will never return become friendly among his younger fellows by equipping his area. But according to their opinions, we have taken on very different from two dropped atomic bombs problems. In case of Hiroshima and Nagasaki we can give shock tourists by show photographs of enormous victims and ruins, but we have only one plan to inform them of inhabitants near the plant forced to take refuge during many years since serious accidents. As everybody knows, the rate of weathering memories about dropping atomic bombs has increased every year, so I think that it is very difficult task to succeed to memories about the nuclear accident by continue to a tourist attraction of ruins.

The task we should pursue from now on is to share the difficulties companying succeed in memories about accidents with tourists who will visit the spot someday.

Key words: 被災者, 感情, メディア, 観光客, 記憶の継承

1. 問題設定

平成27年4月に本学に着任して早々に任された「哲学Ⅰ」において筆者は、テーマを「哲学と環境」に設定し、前任校時代に作成した拙著『環境倫理学入門——風景論からのアプローチ』（昭和堂、2006年。以下では拙著と略記）を教科書にして講義をおこなった。その際に拙著を読み上げるだけでは受講する学生が講義内容についていけないのではないかと周囲の助言を参考にして、授業の最後にあらかじめ指定したテーマについて受講生に意見を書いてもらい、次回の授業の最初にそれを論評するというスタイルをとることとした。

本稿で取り上げるのは、同年7月20～21日に実施した第14講で提示した「原発事故を風化させまいとするため原発の跡地を観光地化しようとする東浩紀の観光地化計画を、貴方はどう評価しますか」というテーマに対する、学生たちの反応である。「観光地化計画」とは、正確に言えば東浩紀編『福島第一原発観光地化計画』（ゲンロン、2012年。以下では『計画』と略記）のことで、いささか物騒なタイ

トルの本について、現地の福島県に住む学生たちにその是非を論じさせることが、授業の狙いだった。

まずは第14講の前半で述べた、拙著と『計画』の関係を手短かに紹介した後で、『計画』の是非についての学生たちの反応を分析することとする。結論を先取りすれば、学生たちの反応は対象となる書名がセンセーショナルであるにもかかわらず、いたって平静なもので、多くの場合東の意図を正当に汲んだものだった。他方で『計画』に対する賛否の理由をくわしくみると、福島第一原発およびその周辺の放射線量が順調に下がるかどうか、およびこれに連動して故郷に帰れるかどうかの思案がさまざまに述べられており、次代をになう福島の若者たちの苦悩が浮き彫りになった。受講生たちの意見の分析を通して、観光地化を通じても放射性物質の大量放出の記憶の継承がいかに困難であるかを考察したい。

2. 拙著と『計画』の関係

あらかじめお断りしなければならないのは、授業のなかで『計画』の詳細を伝えていなかったことである。先述のように拙著を教科書にして講義を進めたので、拙著で示さ

れた筆者の見解が『計画』の刊行により修正を余儀なくされたとのスタンスで、『計画』を紹介することになった。

この詳しい事情についてはすでに、書評というかたちで論じる機会があったので(『記憶のエンターテインメント化は避けられないのか — 古市憲寿『誰も戦争を覚えてくれなかった』と東浩紀『福島第一原発観光地化計画』を読む』『MORALIA』第20・21合併号、東北大学倫理学研究会、2014年。以下は書評論文と略記)、ここでは手短かにまとめておく。拙著で筆者は世代間倫理が環境倫理の要諦をなすと見定め、自己形成空間としての「風景」の継承を世代間倫理の課題だと捉えた。そのうえで「風景」は目の知覚経験と記憶のイメージの結合からなると考え、昨今ではマスコミやインターネットといったメディアを介した間接的経験が記憶のイメージを形成し、場合によっては目の知覚経験を変容させかねない可能性を示唆した。他方で拙著ではメディアによる記憶のイメージの形成の担い手は元をたどると直接的な経験をしていることを強調し、またディズニーランドやコンビニといった「どの場所も外見ばかりか雰囲気まで同じようになって」「場所のアイデンティティ」が弱められた空間を「没場所」として批判した。

けれども東日本大震災および、福島第一原発事故の発生を伝えたメディアの映像は、これまで地元の人々が培ってきた記憶のイメージを根本から覆した感がある。また若手の社会学者である古市憲寿による世界各地の戦争博物館の報告によれば、戦争をエンターテインメント化することが記憶を風化させないことを狙いとするのを念頭に置けば、事故発生から25年後までに放射線量を下げて原発の跡地にショッピングモール等の複合施設を建設すべきだという思想家の東の提言は、同じように被害の記憶の空洞化を防ぐものだと捉えられる。そう考えると先に批判したディズニーランドに代表される「没場所」の形成もやむを得ないものであり、それゆえ世代間倫理も「風景」の継承から、「この場所に戻ってくるのが何十年先か分からないという思い」の継承へとシフトすべきではないかと考えた。

こうした筆者の考えを授業では『計画』に触れた書評論文の後半のコピーを配ったうえで説明した。その際に東の議論が「戦争や災害の傷跡などの、人類の悲しみの記憶をたどる旅」というダークツーリズムという考え方に基づくことや、福島第一原発に先立ってチェルノブイリの観光が成功していることなどを十分に説明しなかったことが悔やまれるが、それでも受講生たちには東の提言を比較的冷静に受け止めて客観的に評価する態度が見受けられた。以下では学生たちの反応を分析することとする。

3. 学生たちの反応

3.1 評価

2日間のあいだで計6回おこなった第14講で集まった受講生の意見は228件であり、その内訳は『計画』の提言に賛成する意見が175件、反対する意見が46件、どちらともいえないとする意見は7件だった。これをパーセンテージ

に直せばそれぞれ76.8%, 20.2%, 3.0%となるので、実に受講生の4分の3以上が東の議論に賛成だという、予想外の結果が得られた。

もっとも講義のなかで筆者は東の意見に賛成の意を示していたので、相当数の受講生が授業担当の教員の意向に同調したと考えることも可能であり、この結果をことさらに重視すべきではないだろう。それよりも重要なのは、賛成意見の大部分が条件付きのものであり、その条件が満たされなければ容易に反対に転じると思われたという事実である。これと同じことは反対意見にもどちらともいえないとする意見にも見受けられるので、ここからは学生たちの意見を分析して、そこから浮かび上がってくる福島第一原発事故の収束についての学生たちの思いを析出することとする。

なお学生たちの意見は1.「賛成」、2.「反対」、3.「どちらでもない」に三分して、参考資料として文末にまとめることにした。本論では1.の最初に掲げた意見を例えば1-1という具合に表示する。それぞれの意見の最後には書き手の学年と学科を示す。読みやすくするために漢字表記、句読点を変更し、適宜文言を補ったことをご了承願いたい。

3.2 近接施設との対比 — 沖縄・広島

もっともスタンダードな意見は、1-1に代表される「さすがにディズニーランドのようなものではなく、原爆ドームのような施設にすればよい」とする、条件付きの賛成である。その理由は1-2が言うように「原爆ドームは営利目的の施設ではな」いからであり「東浩紀は原発跡地を営利目的で観光地化しようとしている」点に反対だという主張が多く見られた。もちろんこの点を強調すれば、『計画』に反対の立場に転じることになる。この論点は被災者の感情に配慮しているかどうか、あるいは広島のみならず沖縄も含めた戦争の記憶を伝える観光地と較べて観光客が見込めるかの論点を呼び込むことになるので、これらについてはそれぞれ3.3と3.5で論究することとする。

それでは福島で建設されるかもしれない被災の記憶を伝える施設は、その広島や沖縄に比べてどういふものになるのだろうか。実際に原爆ドームに訪れたことのある1-3によれば「実際の被害の話を生々しく聞いてから原爆ドームを見たので、かなりショックをうけた」から、逆にその話を「聞くことがないとしたら、ドームを見ても見るだけでショックなどはなかった」と回想しているので、観光ガイドが必要なことが提言されている。他方で1-4のように「2泊3日で米軍基地を見たり、戦争経験者の話を聞いたり」しても「自分が経験したわけでもない、そして興味のない話を熱く語られても、ただ眠くなるばかり」との意見もあり、『計画』に賛成はしてもその効果は十分に見込めないとする立場もあった。記憶の風化の問題はいろいろ複合的な要素があるので、まとめのなかで論じることとする。

3.3 被災者の感情

これに対して『計画』に反対する理由の大部分は、2-1が代表する「大変な思いをして今でも苦しんでいる人達がいる事を考えれば観光地化をしようと思って行動するのはどうかなと思います」という、被災者の気持ちを踏みにじるというものである。2-2のように「故人の家族にとっては「墓」のようなもの」「予備知識も持たないような「軽薄」な観光客をまねき入れるということは「墓荒らし」をされているのに等しい」とまで語気を荒げる意見もある。

また2-3のように「放射能基準値まで下げ安全であることを国民に公表」するのが「何百年先」だと推測する意見もあるが、いずれにせよ「1日も早く原発が修復し人が住めるようになった上で観光地として生きられたら」という意見が多数を占めている。逆に言えば、健康に影響を与えない程度にまで放射線量が下がれば、『計画』に賛成することになる。先述のように東の提言は事故から25年後に安全性が確保されるまで線量が下がることを前提にしているのだから、ここで言われる反対の立場は実のところ、東に与することになる。それでも自分たちが東に賛同していると思えないのは、3.2でも述べたように原発の跡地をディズニーランド化することへの抵抗が根強いからだと推測される。

もちろん2-3が言うように、もしも安全性が確認されるのが数百年先だとすれば、そのとき故郷に帰れる人が皆無なことは確実だから、そうすると被災者の感情に配慮するよりも観光地化の方にウェイトを置くべきだとする意見もある。例えば1-5のように「3・11当時とのタイムラグが今現在も進んでいます。私は当時中学生だったので「地元の町で育ててもらった」という感覚がありますが、その時まだ小さかった子は、おそらくその感覚がありません。今避難して住んでいる地域が地元だと教えられる子もおそらくいるでしょう。ただ、そのようなことは悲しいものだと思います。自分が生まれた町を知らずに生きていくくらいなら、観光地として少しでも自分の肌で感じた方がいいと思います」という意見もある。そうなればためらうことなく、ショッピングモール等の複合施設を建設して思い切り観光化してもいいという話になるだろう。

けれどもいくら観光化を推進しても、当たり前のことだが観光客が現地に来なければまったく意味がないわけで、その場合重要になってくるのがメディアの影響である。

3.4 メディアの影響

実を言えば、風評被害の問題は先に挙げた放射線量の問題よりもはるかに深刻である。「東日本大震災が起こした原発事故により福島県は風評被害を受けた。福島県民は原発事故により大変な思いをしてきたが、他の地域から風評被害を受けてしまう。だが観光地化することにより、当時どれだけ福島県が大変だったか分かってもらえと思う。またそのときには風評被害もなくなっているのではないかと思う」とする1-6のように、まるで福島県は風評被害のみを受けたかのような主張もある。あるいは1-7のよう

に観光地化「することで「福島＝原発事故」というすでに形成されつつあるイメージがより一層強くなってしまおう」と「福島の他の産業が悪い影響を受ける」ことを危惧する意見もある。言うならばたとえ復興しても、福島県には原発のイメージはなくならないとする見方である。

他方で期待をかけるメディアの違いも浮き彫りになった。2-4のように「原発事故を風化させたくないのであれば、TVや新聞を使うほうが興味のない人たちにも知ってもらえて効果的だと思」うとする意見もあれば、1-8のように「震災の話題がメディアであまり取り上げない今となつては、現地の情報を知るすべはインターネットやSNSしか」ないので「誰にでも開かれる観光地であれば」情報発信の可能性が大きくなるという意見もある。

もう一つ注目したいのはアニメやゲームといった、どちらかと言えば子ども向けのメディアの影響である。1-9は「あるマンガが原作のアニメが3・11の影響で内容の改変が行われた。理由はそのマンガがまさに放射能の恐怖を描いているからである。不謹慎だと人は言うのだ。あんなるほど、こうして風化が進んでいくのだと私は感じた」という風に憤りを隠してはいないし、また1-10のような「自分の小学校や中学校でもおじいちゃんやおばあちゃんに話してもらった戦争体験を聞き真剣になり調べようとした生徒や心を動かされた人はほとんどいませんでした。そして今自分はオンラインの戦争ゲームの中で戦争に興味がわき調べる事が多くなりました」とする意見もある。言うならばメディアがどう報道するかで、原発跡地を訪れる観光客数は左右されることに多くの受講生は注目している。

3.5 観光客数の見込み

それではこれまで触れていなかった「どちらでもない」の意見から見ていこう。3-1は沖縄との対比で主張している。それによれば「私は高校時代の修学旅行で沖縄の「ひめゆりの塔」へ行き、もう二度と行きたくないと思った。なぜかという、実際になくなった女学生の名前と顔写真が私に怖いというものすごいインパクトを与えたからだ。しかし怖いというインパクトは戦争をしてはいけないという感情であり、これは平和教育のあるべき姿だと思う」としている。「二度と行きたくないと思った」場所は観光地として適切ではないという考えが一瞬よぎるものの、インパクトがあれば平和教育に寄与するというのは首肯できる意見だと言える。

それゆえ問題は、福島第一原発の跡地に建てられる施設が「ひめゆりの塔」のようなインパクトを持てるかに絞られてくる。2-5はこの点について否定的である。なぜなら「放射線から避難した人たちの生活のつらさは、空襲から逃れるために疎開した人々に比べて緊迫感がないし、原子爆弾による真っ黒な遺体や皮膚のただれた人に比べてインパクトはない」からである。また2-6のように「戦争ならば相手からの被害を残しておくということで、まあ理解できる。だが原発事故は不測の事態からの事故であり、失敗である。その失敗を世にさらすなど自分には理解でき

なかった」という意見もある。この場合の失敗の主体は東京電力であり日本政府であって、戦争のように相手に責任を転嫁することができない構図になっている。そうすると、跡地の施設を建設するためには、放射性物質の大量放出の責任を東電なり政府なりが認めることが前提となるが、最近の情勢に鑑みてそれが可能かどうかには疑問符がつくだろう。

しかもたとえ施設が建設されたとしても、その施設内に本当に観光客が押し寄せてくるかが問題になる。2-5が言うように展示施設には「まっ黒な遺体や皮膚のただれた人」の写真がないので、1-11の言うように「訪れた時は良いが、1ヶ月もすれば記憶の片隅にでも追いやられてしまう」という予測がある。あるいは2-7のように「私たちが第二次世界大戦で起きたことを聞いても、実際に体験できるわけがないので「そんなことがあったのか。私たちはしないようにしよう」と思うのと同じで、原発の爆発を実際に見たことのない人も「私たちは気をつけよう」とと他人事として受け止めるにとどまると言われる。『計画』に賛同していながら1-12のように「今度このような事故が一切起きなくなるまで伝承が浸透したら、いっそ忘れられるのも手かも知れません。この事故を経験した人間もいずれ皆亡くなります。このような悲劇を知らずに生きていけるなら、その方が幸せかとも思います」という悲観的な意見もある。

4. 記憶の継承の困難さ ― まとめにかえて

こうして見ると、受講生たちの多くが東の『計画』の主旨やその具体的な計画の内容に共感しこれに参画したいというよりも、このままであれば事件の風化が避けられないから、観光地化計画がないよりはあった方がましだと思っているとする結論が、自ずと導かれる。とりわけ1-12のように20代前後の年齢でありながら「この事故を経験した人間もいずれ皆亡くなります」というような達観した意見をする学生がいることを考えれば、受講生のなかで現時点ですでに、事件の記憶の風化が福島県外で相当進んでいるという認識が共有されていると思われる。

それではなぜ、ここまで記憶が風化していると学生たちは思う（あるいは思い込んでいる）のだろうか。これを解き明かす鍵は、期せずして2-5と3-1の双方が用いている「インパクト」という語にある。沖縄なら「実際になくなった女学生の名前と顔写真」、広島や長崎なら「まっ黒な遺体や皮膚のただれた人」、そして寄せられた意見にはなかったが、チェルノブイリ原発事故であれば、原発の火災の消火活動のあいだに浴びた大量の放射線の影響でなくなった消防関係者の名前と顔写真を並べるという「切り札」があるが、福島第一原発における水素爆発事故では、この事故による直接的な被害により死亡した人間は（事故直前に原発に押し寄せた巨大津波に巻き込まれた人を除けば）存在しないので、記憶にとどまる被害と言えば、それは政府の勧告により長期間にわたって退避を余儀なくされた原

発周辺に居住していた地域住民だということになる。

しかもその住民たちが被害の原因として捉えているのは、事故により大量に漏れ出した放射性物質に対してではなく、むしろ避難していること自体を被害と感じ取っているのである。それゆえ原発跡地に建設される施設が後世に伝えるべき記憶は、戦争や事故の惨状ではなく、目に見えない放射性物質のせいで長期にわたって避難生活をしなければならない理不尽さとなるわけで、この事情を誰にでも一瞬でわかるかたちで示すのは、非常に困難なことではないだろうか。

したがって今回の授業実践の分析によって明らかになったのは、福島第一原発事故は一見すると先行事例だと思えた2回の原爆投下と大規模な原発事故とは違う位相を有する、記憶の継承のきわめて困難な事例だということなのであり、このことは幾ら強調しても強調しすぎることはない。原発の再稼働や新設については現在さまざまな意見が飛び交っているが、いずれにせよ福島県に居住する若者たちがこうした苦悩を抱えていることを考慮したうえで、これらの問題は判断されるべきだろう。

参考資料

1. 賛成

1-1 私は観光地化計画自体には賛成ではあるのだが、さすがにディズニーランドのようなものではなく、原爆ドームのような施設にすればよいと思う。実際の写真などをはって観光客にわかってもらえればいい。(機械・1年)

1-2 私は原発の跡地を観光地化する計画に部分的に賛成だ。原発事故を風化させないためや、たくさんの人が跡地を訪れて大惨事を考えてくれることはとてもいい事だと思う。例を挙げると広島原爆ドームであるが、原爆ドームは営利目的の施設ではなく、東浩紀は原発跡地を営利目的で観光地化しようとしているので、その点は反対だ。それでは本質がズレていると思う。

(機械・1年)

1-3 観光地化に対しては賛成ですが、中学のときの修学旅行で広島に行ったときも、実際の被害の話を生々しく聞いてから原爆ドームを見たので、かなりショックを受けたのを覚えています。しかしその話が人がどれだけの被害を受けたのかを聞くことがないとしたら、ドームを見ても見るだけでショックなどはなかったと思います。原発を観光化するのはいいと思いますが、それだけのショックを起こせるような体験をした人が必要だと思います。(機械・1年)

1-4 東浩紀の『福島第一原発観光地化計画』に大いに賛成ではあるが、それができたとして、思いを伝える力は変わることはいないけれど、人の興味というのは薄くなっていくものであり、結局は風化していくものと捉えた。自分自身の経験から述べる。高校生の時、修学旅行で沖縄を訪れた。2泊3日で米軍基地を見たり、戦争経験者の話を聞いたりした。そして思ったのは、自分が

沖縄戦争に毛ほども興味が無いということだ。自分が経験したわけでもない、そして興味が無い話を熱く語られても、ただただ眠くなるばかりであった。観光地化計画が実行され、福島の復興は形として表れるだろうが、原発事故を2度と起こさないという気持ちは風化するだろう。発信力の変わらない情報はあれど、受信力の変わらない情報などない。興味というものは熱しやすく冷めやすい。思いを伝える意味では失敗に終わるだろう。

(情報・2年)

1-5 原発の観光地化計画は良いことだと評価します。どうせなら、原発だけでなく周辺の立ち入れない町村も観光地にしてほしいと、原発事故の避難者としては思います。今回の講義でも出てきましたが、3・11当時とのタイムラグが今現在も進んでいます。私は当時中学生だったので「地元の町で育ててもらった」という感覚がありますが、その時まだ小さかった子は、おそらくその感覚がありません。今避難して住んでいる地域が地元だと教えられる子もおそらくいるでしょう。ただ、そのようなことは悲しいものだと思います。自分が生まれた町を知らずに生きていくくらいなら、観光地として少しでも自分の肌で感じた方がいいと思います。また、原発事故に興味をもって見に来てくれる他の都道府県の人、さらには海外の人にも福島県の現状を知ってもらえる良い機会になると思います。そうすれば原発の恐ろしさ(町がゴースタウンになっている様)や、人々の記憶からなくなってしまう風化を防ぐことができるのではないかと考えます。

(土木・2年)

1-6 観光地化はいいと思う。東日本大震災が起こした原発事故により福島県は風評被害を受けた。福島県民は原発事故により大変な思いをしてきたが、他の地域から風評被害を受けてしまう。だが観光地化することにより、当時どれだけ福島県が大変だったか分かってもらえると思う。またそのときは風評被害もなくなっているのではないかと思う。

(電気・1年)

1-7 風化させないために観光地化するのは良いことだと思うが、それをすることで「福島＝原発事故」というすでに形成されつつあるイメージがより一層強くなってしまふなら、それは考えものだと思う。原発事故のイメージが強くなることで、福島の他の産業が悪い影響を受けることになれば、観光地化はさけるべきだと思う。

(情報・2年)

1-8 国民がメディアから受ける影響は計りしれないと思います。震災の話題がメディアであまり取り上げない今となつては、現地の情報を知るすべはインターネットやSNSしかありません。誰にでも開かれる観光地であればみな平等に見ることができます。負の遺産となつてしまった原発の真実を風化させないためにも必要なことだと思います。

(建築・3年)

1-9 私は東の計画に賛成である。私は観光地計画とともに、もっと文学やアニメなどで放射能の恐怖を描いたSF作品が増えてもいいと思う。実際あるマンガが原作の

アニメが3・11の影響で内容の変更が行われた。理由はそのマンガがまさに放射能の恐怖を描いているからである。不謹慎だと人は言うのだ。ああなるほど、こうして風化が進んでいくのだと私は感じたし、社会的なことはいいて、そういった作品は個人的に好きだから、そうしたこととはしてほしくなかった。どうしてすぐに臭いものにふたをしようとするのか筆者には理解できないが、そうした結果、逆に無知や偏見を生みだし、日本の文化を没落させていると感じる。

(電気・1年)

1-10 この計画は推進すべきだと自分は思います。自分の小学校や中学校でもおじいちゃんやおばあちゃんに話してもらった戦争体験を聞き真剣になり調べようとした生徒や心を動かされた人はほとんどいませんでした。そして今自分はオンラインの戦争ゲームの中で戦争に興味をわき調べることが多くなりました。このようにエンタテインメント性は重要であり、特に子どもの教育においてはむずかしい人の死や国の情勢を教えるより、実際に体験するほうが興味をもてやすいのだと思います。

(建築・3年)

1-11 自分は原発跡地を観光地化したとしても原発事故は風化してしまうのではないかと思う。事故や出来事は少なからず風化してゆくものでありその多くの原因は人々が触れることが少ないからである。なので観光地化しても、訪れた時は良いが、1ヶ月もすれば記憶の片隅にでも追いやられてしまうだろう。大事なことは被災者に配慮をした上で映像を残し、放送していくことではないかと思う。現実的に考えると、チェルノブイリの放射線量を見ればわかる通り、放射線量はなかなか下がるものではなく福島県のみ放射線量を測定しこれは安全であると言われても嘘にしか聞こえない為、観光地化は無理ではないか考える。

(情報・2年)

1-12 二度と同じ惨劇を繰り返さない教訓としては、決して悪くない考えだと思います。しかし津波はともかく、放射線の脅威については、目に見えないというのが難点と言えるかも知れません。また事故そのものの被害だけでなく、福島県がこの事故以降どんな扱いを受けてきたかも伝えるべきだと言えます。しかし別の見方をすれば、今度このような事故が一切起きなくなるまで伝承が浸透したら、いっそ忘れられるのも手かも知れません。この事故を経験した人間もいずれ皆亡くなります。このような悲劇を知らずに生きていけるなら、その方が幸せかとも思います。

(機械・1年)

2. 反 対

2-1 原発の跡地を観光地化してしまうのは私自身好きではありません。好き嫌いの問題ではないかもしれませんが、筆者はその時の思い出を良い思い出にする人、悪い思い出にする人とするように、十人十色色々な考え方があると思います。自分自身でその時を風化させまいと決めて観光するのはとても良い事だと思いますが、大変な思いをして今でも苦しんでいる人達がいる事を考えれ

ば観光地化しようと思って行動するのはどうかと思います。もしかするとまだ時機ではないと感じているのかもしれませんが。(土木・2年)

2-2 私はこの東さんの原発を風化させないために観光地化する考えに反発します。理由としては、そもそも原発がこうなったのは津波が原因であるし、戦争の記念館が出来たのは戦争があったからである。つまり両者とも死者を出し大きな被害を受けたのである。だからその場所というのは当事者、つまり故人の家族にとっては「墓」のようなものであるととらえることができる。その「墓」に予備知識も持たないような「軽薄」な観光客をまねき入れるということは「墓荒らし」をされているに等しい。そのようなことをしなければならぬなら、静かにその場所を遠くから見守る方がよっぽど正しい判断である。(電気・1年)

2-3 私は原発を観光地化するのはいいと思います。しかしそうするためには、放射能基準値まで下げ安全であることを国民に公表しなければなりません。おそらく公表できるのは何百年も先の話であると思います。観光地化を考えるよりも、修復を考えるのが先だと思います。1日も早く原発を修復し人が住めるようになった上で観光地として生きられたらと思います。(土木・2年)

2-4 私は原発の跡地を観光地化することについて反対です。その理由は、観光地化した場合、多くの人が来ると思いますが、ホットスポットのような放射線の強い所があった場合に二次災害を起こしてしまうと思うからです。そして原発事故を風化させたくないのであれば、TVや新聞を使うほうが興味のない人たちにも知ってもらえて効果的だと思います。(生命・3年)

2-5 観光地化は反対だ。「エンターテインメントだなんだと言って人を呼びよせ、ついででもいいので原発事故のつらさを理解してもらおう」という考え方は間違っていないと思う。しかし放射線から避難した人たちの生活のつらさは、空襲から逃れるために疎開した人々に比べ緊迫感がないし、原子爆弾による真っ黒な遺体や皮膚のただれた人に比べてインパクトはない。人々の印象に残るかは微妙だ。そもそも浜通りに巨大なショッピングモー

ルやホテルをつくったところで、ゴーストタウンにしかならないだろう。(機械・1年)

2-6 自分にはなぜ原発事故を観光地にしようと思ったか理解できない。戦争ならば相手からの被害を残しておくということで、まあ理解できる。だが原発事故は不測の事態からの事故であり、失敗である。その失敗を世にさらすなど自分には理解できなかった。仮にそれを見た人達は何を思うか。ひどいありさまだと思う人が多数であり、ただそれだけである。ならば関係者の心に深く刻みつけ、二度と事故を起こさないようにした方がいいと思う。(土木・2年)

2-7 私はわざわざ観光地化する必要はないと思います。なぜなら、風化しないことなんてありえないからです。私たちが第二次世界大戦で起きたことを聞いても、実際に体験できるわけがないので「そんなことがあったのか。私たちはしないようにしよう」と思うのと同じで、原発の爆発を実際に見たことのない人たちも「私たちは気をつけよう」と思うのだと思います。そう思うことが風化を止めるのならば、わざわざ観光地化しなくとも、伝えていくことができるのではないのでしょうか。(機械・1年)

3. どちらでもない

3-1 私は観光地化する内容によって評価が変わる。私は高校時代の修学旅行で沖縄の「ひめゆりの塔」へ行き、もう二度と行きたくないと思った。なぜかという、実際になくなった女学生の名前と顔写真が私に怖いというものすごいインパクトを与えたからだ。しかし怖いというインパクトは戦争をしてはいけないという感情であり、これは平和教育のあるべき姿だと思う。この視点から考えると、エンターテインメント化することは、あまりにも人間の道徳観を無視しているように思う。風化させないために、楽しんで知識を得てもらおうという考え方は、うわべだけの知識を植えつけるにすぎない。しかし、ほとんどの人が原発に対してうわべだけの知識をもっておる「軽薄」な人であることも事実である。私は、原発の怖さをリアルに知ってもらおう観光地化計画なら賛成であるのだが。(電気・1年)

不当な表示に関する法規制の現状と今後の課題

— 内閣総理大臣が指定する告示を中心として —

山 田 朋 生*

The Issues of the Current Situation and Perspective for Law Regulation of misleading representation : Focusing on the Announcements by the Prime Minister.

Tomoki YAMADA*

Abstract

The purpose of the Acts against Unjustifiable Premiums and Misleading Representations in Japan is to regulate misrepresentations of possibly harmful consumer products. Enactment of this act is mainly due to the inability of existing regulations to adequately protect consumers. Implementation of the act is the responsibility of a chief minister of the consumer agency, who is the prime minister.

This paper examines the six areas to be further regulated by the Act against Unjustifiable Premiums and Misleading Representations as specified by the prime minister. The definition of the term "representations" as used in this context is as follows: ([Article 2(4): The term "representations" used in this act refers to an entrepreneurs' advertisement or any other representations which induce consumers to choose a product, goods, or services supplied or traded or any other matters relating to transactions of the entrepreneur.] and [Article 4(3): In addition to the aforementioned two descriptions, the term "representations" includes transactions of goods or services which are likely to be misunderstood or to disrupt consumers' rational choice of products.]).

The six areas of concern are specified below:

1. The representation of soft drinks without fruit juice.
2. The unfair representation of a product's country of origin.
3. The unfair representation of financial cost relating to consumer credit.
4. The representation of "bait and switch" advertisement for real estate.
5. The representation of "bait and switch" advertisements for other products.
6. The representation of the cost of admission to paid nursing homes.

The Premium and Representation Act is mainly to regulate actions interfering with consumers' product choices. Even though this act has been revised according to economic situations, its effect has been limited, and unfair representations, such as camouflage of what is really in food products, have continued to be found. To make the act more effective, a compliance program should be implemented by the authorities who are accountable for the control of regulatory breaches. The program should include guidelines directing companies to comply with the restrictions.

Key words : Acts against Unjustifiable Premiums and Misleading Representations in Japan, Law Regulation, guidelines

1. はじめに

不当景品類及び不当表示防止法（以下、「景品表示法」と略記。）における表示規制の趣旨は、消費者の適正な商品選択を妨げる表示を規制するところにあるところ、優良誤認表示、有利誤認表示の規制だけでは、複雑多岐にわたる経済社会において規制の実効を挙げるに不十分であるため、その指定（法令・ガイドライン等）が設けられている。内閣総理大臣に指定権限が付与されているのは、本法の運用機関である消費者庁の主務大臣だからである。

本法4条1項3号は、1号（優良誤認表示）及び2号（有利誤認表示）の不当表示の他に、「商品又は役務の取引に

関する事項について一般消費者に誤認されるおそれがある表示であって、不当に顧客を誘引し、一般消費者による自主的かつ合理的な選択を阻害するおそれがあると認めて内閣総理大臣が指定するもの」についても、不当表示を禁止し、これを指定告示にかかる表示というものである。

本稿は、まず内閣総理大臣が指定する6つをそれぞれ個々に掲げた上で、代表的な判例（事例）及び各指定告示に関する検討について言及するものである。

なお、紙面の都合上、判例要旨及び各種運用基準等については省略し、主として後者を論じていきたい。

2. 各指定告示の6形態

2-1. 指定の要件

内閣総理大臣が指定するための要件は、①商品又は役務の取引に関する事項であること、②一般消費者に誤認されるおそれがあること、③不当に顧客を誘引し、一般消費者による自主的かつ合理的な選択を阻害するおそれがあることの3つである。これらは指定にあたっての要件であり、個別の事案に適用するための要件ではない。内閣総理大臣は、本号の指定をするときは、公聴会を開き、関係事業者及び一般の意見を求めるとともに、消費者委員会の意見を聴かなければならない（本法5条1項）。指定そのものは内閣総理大臣によってなされるが、指定にあたってのこれら一連の手続は、消費者庁長官に権限委任されている（本法12条1項、不当景品類及び不当表示防止法12条第1項及び第2項の規定による権限の委任に関する政令1条）。なお、告示は官報により行われる。

2-2. 指定告示にかかる表示の種類

現在のところ下記の6つとなっている。

- (1) 無果汁の清涼飲料水等についての表示（昭和48年3月20日公正取引委員会告示第4号）
- (2) 商品の原産国に関する不当な表示（昭和48年10月16日公正取引委員会告示第34号）
- (3) 消費者信用の融資費用に関する不当な表示（昭和55年4月12日公正取引委員会告示第13号）
- (4) 不動産のおとり広告に関する表示（昭和55年4月12日公正取引委員会告示第14号）
- (5) おとり広告に関する表示（平成5年4月28日公正取引委員会告示第17号、[制定]昭和57年6月10日公正取引委員会告示第13号、[全部変更]平成5年4月28日公正取引委員会告示第17号）
- (6) 有料老人ホームに関する不当な表示（平成16年4月2日公正取引委員会告示第3号、[変更]平成17年6月29日公正取引委員会告示第12号・平成18年3月3日公正取引委員会告示第4号・平成18年11月1日公正取引委員会告示第35号）

3. 各指定告示(1)～(6)に係わる代表的な判例

3-1. (1) 無果汁の清涼飲料水等についての表示

当該表示に関する排除命令の代表的な事例として、「国分株式会社に対する排除命令」（平成16年（排）第2号 平成16年2月27日）等が挙げられる。

3-2. (2) 商品の原産国に関する不当な表示

当該表示に関する排除命令の代表的な事例として、「株式会社ウイングツーワンに対する件」（平成21年（排）第5号 平成21年1月8日）等が挙げられる。

3-3. (3) 消費者信用の融資費用に関する不当な表示

当該表示に関する排除命令の代表的な事例として、「(有)エス・ケイ・プランニングに対する件」（平成5年（排）第6号 平成5年3月15日）等が挙げられる。

3-4. (4) 不動産のおとり広告に関する表示

当該表示に関する排除命令の代表的な事例として、「(株)アートライフに対する件」（平成2年（排）第14号 平成2年10月2日）等が挙げられる。

3-5. (5) おとり広告に関する表示

当該表示に関する排除命令の代表的な事例として、「九州ミシンセンター福岡店こと池永憲治に対する件に対する件」（平成7年（排）第3号 平成07年07月17日）等が挙げられる。

3-6. (6) 有料老人ホームに関する不当な表示

当該表示に関する排除命令の代表的な事例として、「株式会社ライフケアサービスに対する件」（平成18年（排）第3号 平成18年03月13日）等が挙げられる。

4. 各指定告示(1)～(6)に関する検討

4-1. (1) 無果汁の清涼飲料水等についての表示

4-1-1. 規定の趣旨

無果汁の清涼飲料水等についての表示については、昭和48年3月20日公正取引委員会告示第4号（無果汁告示）が規定する。無果汁告示にいう「清涼飲料水等」とは、清涼飲料水のみならず、乳飲料、はっ酵乳、乳酸菌飲料、粉末飲料、アイスクリーム類も含まれる。清涼飲料水等は、容器に入っているもの又は包装されているものに限られる。無果汁告示は、全く果汁又は果肉¹⁾が含まれていないもの（無果汁清涼飲料水等）と僅か²⁾に果汁又は果肉が含まれているもの（僅少果汁清涼飲料水等）に大別した上で下記のとおり規制する。いずれも事業者が、「無果汁の清涼飲料水等についての表示」に規定されている不当表示を行っていると認められた場合は、消費者庁長官は当該事業者に対し、措置命令等の措置を行うことになる。

4-1-2. 無果汁清涼飲料水等

(1) 「表示」の概要

無果汁清涼飲料水等は、下記の表示であり、当該清涼飲料水等の原材料に果汁又は果肉が使用されていない旨が明瞭に記載されていないものが不当表示とされる（無果汁告示1項）。

1. 当該清涼飲料水等の容器又は包装に記載されている果実の名称を用いた商品名等の表示。
2. 当該清涼飲料水等の容器又は包装に掲載されている果実の絵、写真又は図案の表示。
3. 当該清涼飲料水等又はその容器若しくは包装が、果汁、果皮又は果肉と同一又は類似の色、かおり又は味

に着色、着香又は味付けがされている場合のその表示。
従って、清涼飲料水等に、オレンジの果汁と同一または類似の着色がされ、かつ、オレンジと同一または類似のかおりまたは味がつけられているものや、氷菓に、いちごをつぶし牛乳を加えたものと同一または類似の着色がされ、かつ、いちごと同一または類似のかおりまたは味がつけられているものは、果汁または果肉が使用されているかのような印象を与え、同告示第1項第3号の表示に該当する（無果汁告示運用基準7項³⁾）。

(2) 「使用されていない旨」の記載について

「使用されていない旨」の記載とは、例えば、「無果汁」、「果汁を含まず」、「果汁ゼロ」、「果汁0%」等といった表示である（無果汁告示運用基準5⁴⁾）。

(3) 「明瞭に記載されていないもの」について

「明瞭に記載されていないもの」に関して無果汁告示運用基準6⁵⁾は、次のように記載したものでなければ、「明瞭に記載されていないもの」として取り扱うものとする。

1. 商標または商品名の表示（2箇所以上に表示されている場合は、そのうちでもっとも目立つもの）と同一視野に入る場所に、背景の色と対照的な色で、かつ、14ポイントの活字以上の大きさの文字で見易いように記載すること。ただし、技術的理由等により、「同一視野に入る場所」に記載することができない場合は、容器上で他の見易い場所に記載するものとする。同様の理由により、容器上に記載することが著しく困難な場合で、あらかじめ公正取引委員会に届け出たときは、王冠または紙栓に記載することができるものとするが、その場合の「無果汁」等の記載の位置は、その中央部分とし、かつ、紙栓をした清涼飲料水等にあっては、フードにも「無果汁」等の記載をするものとする。
2. 「表示」（無果汁告示第1項各号及び第2項の清涼飲料水等）が、内容物、容器等と外箱等との両方にされている場合は、その両方に記載すること。

4-1-3. 僅少果汁清涼飲料水等

僅少果汁清涼飲料水等は、前記の表示であり、当該清涼飲料水等の原材料に果汁若しくは果肉が使用されていない旨又は当該清涼飲料水等に使用されている果汁若しくは果肉の割合が明瞭に記載されていないものが不当表示とされる（無果汁告示2項）。

4-2. (2) 商品の原産国に関する不当な表示

4-2-1. 規定の趣旨

商品の原産国に関する不当な表示については、昭和48年10月16日公正取引委員会告示第34号（商品告示）が規定し、当該運用細則⁶⁾も示されている。商品告示にいう「原産国」とは、その商品の内容について実質的な変更をもたらす行為が行われた国のことをいう。但し、商品の原産地が一般に国名よりも地名で知られているため、その商品の原産地を国名で表示することが適切でない場合は、その原産地を原産国とみなして、この告示を適用することになっている。

商品告示は国内で生産された商品と外国で生産された商品に大別した上で下記のとおり規制する。いずれも事業者が、「商品の原産国に関する不当な表示」に規定されている不当表示を行っているとして認められた場合は、消費者庁長官は当該事業者に対し、措置命令等の措置を行うことになる。

4-2-2. 国内で生産された商品

(1) 「原産国に関する表示」の概要

国内で生産された商品については、下記の表示であり、当該商品が国内で生産されたものであることを一般消費者が判別することが困難であると認められるものが不当表示とされる（商品告示1項）。

1. 外国の国名、地名、国旗、紋章その他これらに類するものの表示。
2. 外国の事業者又はデザイナーの氏名、名称又は商標の表示。
3. 文字による表示の全部又は主要部分が外国の文字で示されている表示。

4-2-3. 海外で生産された商品

(1) 「原産国に関する表示」について

外国で生産された商品については、下記の表示であり、当該商品がその原産国で生産されたものであることを一般消費者が判別することが困難であると認められるものが不当表示とされる（商品告示2項）。

1. その商品の原産国以外の国の国名、地名、国旗、紋章その他これらに類するものの表示。
2. その商品の原産国以外の国の事業者又はデザイナーの氏名、名称又は商標の表示。
3. 文字による表示の全部又は主要部分が和文で示されている表示。

4-3. (3) 消費者信用の融資費用に関する不当な表示

4-3-1. 規定の趣旨

消費者信用の融資費用に関する不当な表示については、昭和55年4月12日公正取引委員会告示第13号（消費者信用告示）が規定する。消費者信用告示にいう、①「消費者信用」とは、事業者が一般消費者に対し行う金銭の貸付け及び商品の販売又は役務の提供に係る代金支払の繰延べの許容により供与される信用をいう。②「融資費用」とは、利息、手数料、信用調査費、集金費、保証料、保険料その他何らの名義をもってするを問わず、信用供与に際し、一般消費者から受ける金銭のすべてをいう⁷⁾。③「実質年率」とは、実際に利用可能な融資金又は未払金の額に期間数に乗じて得た額を合計した額に対する融資費用の総額の割合を年を単位として表わしたものをいう。消費者信用告示は、消費者信用の融資費用について、実質年率が明瞭に記載されていない場合において下記のとおり規制する⁸⁾。但し、消費者信用の融資費用に関し法令等に特別の定めがある場合において、その法令等に基づいて行う表示については、適用しない。いずれも事業者が、「消費者信用の融資費用

に関する不当な表示」に規定されている不当表示を行っていると認められた場合は、消費者庁長官は当該事業者に対し、措置命令等の措置を行うことになる。

4-3-2. 消費者信用の融資費用

(1) 「融資費用に関する表示」の概要

消費者信用の融資費用は、下記の表示であり、当該消費者信用の融資費用に実質年率が明瞭に記載されていない場合を不当表示とされる。(消費者信用告示1項)。

1. アドオン方式による利息、手数料その他の融資費用の率の表示。
2. 日歩、月利等年建て以外による利息、手数料その他の融資費用の率の表示。
3. 融資費用の額の表示。
4. 返済事例による融資費用の表示。
5. 融資費用の一部についての年建てによる率の表示。

(2) 「実質年率」の表示方法について

「実質年率」の記載とは、下記の表示である。(消費者信用告示運用基準2項⁹⁾)。

1. 実質年率は、少なくとも0.1パーセントの単位まで示すものとし、告示各号の表示に併記する場合は、その表示と同等以上の大きさの文字を用いるものとする。
2. 実質年率が個々の取引により異なる場合にあっては、通常行われる取引における最も高い実質年率及びその実質年率が適用される融資金の額、融資期間等の条件又は実質年率の範囲を表示するものとする(例えば、「実質年率通常〇〇パーセント(〇万円、〇年間融資の場合)以内」,「実質年率〇〇パーセントから〇〇パーセントまで」等)。

(3) 「明瞭に記載されていないもの」について

「明瞭に記載されていないもの」に関してであるが、消費者信用告示運用基準4は、「融資費用の内容及びその額又は率が明瞭に記載されている場合」について、「融資費用の内容及びその額又は率が明瞭に記載されている場合とは、利息以外のすべての融資費用について、内容(手数料、信用調査費、保証料等)と、その額又は率が明瞭に記載されている場合をいう」とし、また「金額でなく率で記載する場合は、年建てによる率(アドオン方式によるものを除く。)で記載されているものをいう」と定めている。

4-4. (4) 不動産のおとり広告に関する表示

4-4-1. 規定の趣旨

不動産のおとり広告に関する表示については、昭和55年4月12日公正取引委員会告示第14号(不動産告示)が規定する。不動産告示にいう「不動産」とは、土地及び建物のことをいう。不動産告示は、自己の供給する不動産の取引に顧客(消費者)を誘引する手段として行う場合において下記のとおり規制する。いずれも事業者が、「不動産のおとり広告に関する表示」に規定されている不当表示を行っていると認められた場合は、消費者庁長官は当該事業者

に対し、措置命令等の措置を行うことになる。

4-4-2. 不動産のおとり広告

(1) 「表示」の概要

不動産のおとり広告は、下記の表示であり、当該不動産の取引において、一般消費者(顧客)を誘引する手段として行うものが不当表示とされる(不動産告示1項)。

1. 取引の申出に係る不動産が存在しないため、実際には取引することができない不動産についての表示。
2. 取引の申出に係る不動産は存在するが、実際には取引の対象となり得ない不動産についての表示。
3. 取引の申出に係る不動産は存在するが、実際には取引する意思がない不動産についての表示。

(2) 上記各号における例示について

それぞれの当該例示については、別途に告示を運用するための基準として「不動産告示運用基準¹⁰⁾」により定められている。

4-5. (5) おとり広告に関する表示

4-5-1. 規定の趣旨

おとり広告に関する表示については、平成5年4月28日公正取引委員会告示第17号(おとり広告告示)が規定する。おとり告示にいう「おとり広告」とは、広告、ビラ等における取引の申出に係る商品又は役務が実際には申出どおり購入することができないものであるにもかかわらず、一般消費者がこれを購入できると誤認するおそれがある表示をいう。おとり広告告示は、一般消費者に商品を販売し、又は役務を提供することを業とする者が、自己の供給する商品又は役務の取引¹¹⁾に顧客を誘引する手段として行う場合において下記の通り規制する。いずれも事業者が、「商品の原産国に関する不当な表示」に規定されている不当表示を行っていると認められた場合は、消費者庁長官は当該事業者に対し、措置命令等の措置を行うことになる。

4-5-2. おとり広告

(1) 「表示」の概要

おとり広告は、下記の表示であり、当該一般消費者(顧客)を誘引する手段として行うものが不当表示とされる(おとり広告告示1項)。

1. 取引の申出に係る商品又は役務について、取引を行うための準備がなされていない場合その他実際には取引に応じることができない場合のその商品又は役務についての表示。
2. 取引の申出に係る商品又は役務の供給量が著しく限定されているにもかかわらず、その限定の内容が明瞭に記載されていない場合のその商品又は役務についての表示。
3. 取引の申出に係る商品又は役務の供給期間、供給の相手方又は顧客一人当たりの供給量が限定されているにもかかわらず、その限定の内容が明瞭に記載されていない場合のその商品又は役務についての表示。

4. 取引の申出に係る商品又は役務について、合理的理由がないのに取引の成立を妨げる行為が行われる場合その他実際には取引する意思がない場合のその商品又は役務についての表示。

(2) 上記各号における例示について

それぞれの当該例示については、別途に告示を運用するための基準として「おとり広告告示運用基準¹²⁾」により定められている。

4-6. (6) 有料老人ホームに関する不当な表示

4-6-1. 規定の趣旨

有料老人ホームに関する表示については、平成18年11月1日公正取引委員会告示第35号（有料老人ホーム告示）が規定する。有料老人ホーム告示にいう「有料老人ホーム」とは、老人福祉法（昭和三十八年法律第百三十三号）第二十九条第一項に規定する有料老人ホームのことをいう。有料老人ホーム告示は、一般消費者が有料老人ホームを選択する時点において重要な判断要素となると考えられる以下の事項について、制約事項があるのにそれが明らうに記載されていない場合や、表示の内容が明らかにされていない場合において下記のとおり規制する。いずれも事業者が、「有料老人ホームに関する不当な表示」に規定されている不当表示を行っているとして認められた場合は、消費者庁長官は当該事業者に対し、措置命令等の措置を行うことになる。

4-6-2. 有料老人ホーム

(1) 「有料」の概要

有料老人ホームは、下記の表示であり、一般消費者が有料老人ホームを選択する時点において、制約事項があるのにそれが明瞭に記載されていない場合や表示の内容が明らかにされていないものを不当表示とされる。（有料老人ホーム告示）¹³⁾。

1. 有料老人ホームの土地又は建物についての表示であって、当該土地又は建物は当該有料老人ホームが所有しているものではないにもかかわらず、そのことが明らうに記載されていないもの。
2. 有料老人ホームの入居者の利用に供される施設又は設備についての表示であって、当該施設又は設備が次の各号の一に該当するにもかかわらず、そのことが明らうに記載されていないもの。
 - ① 当該有料老人ホームが設置しているものではない施設又は設備。
 - ② 当該有料老人ホームの敷地又は建物内に設置されていない施設又は設備。
 - ③ 入居者が利用するためには、利用するごとに費用を支払う必要がある施設又は設備。
3. 有料老人ホームの入居者の特定の利用に供される施設又は設備についての表示であって、当該施設又は設備が当該特定の利用のための専用の施設又は設備として設置又は使用されていないにもかかわらず、そのことが明らうに記載されていないもの。

4. 有料老人ホームの設備の構造又は仕様についての表示であって、当該設備の構造又は仕様の一部に異なるものがあるにもかかわらず、そのことが明らうに記載されていないもの。
5. 有料老人ホームの入居者の居室についての表示であって、次の各号の一に該当することがあるにもかかわらず、そのことが明らうに記載されていないもの。
 - ① 入居者が当初入居した居室から他の居室に住み替えること。
 - ② 入居者が当初入居した居室から他の居室に住み替える場合に、住み替え後の居室の一人当たりの占有面積が当初入居した居室の一人当たりの占有面積に比して減少すること。
 - ③ 入居者が当初入居した居室から他の居室に住み替える場合に、当初入居した居室の利用に関する権利が変更又は消滅すること。
 - ④ 入居者が当初入居した居室から他の居室に住み替える場合に、入居者が住み替え後の居室の利用に関し、追加的な費用を支払うこと。
 - ⑤ 入居者が当初入居した居室から他の居室に住み替える場合に、当初入居した居室の利用に関する費用について、住み替えによる居室の構造若しくは仕様の変更又は住み替え後の居室の一人当たりの占有面積の減少に応じた調整が行われないこと。
6. 有料老人ホームにおいて、終身にわたって入居者が居住し、又は介護サービスの提供を受けられるかのような表示であって、入居者の状態によっては、当該入居者が当該有料老人ホームにおいて終身にわたって居住し、又は介護サービスの提供を受けられない場合があるにもかかわらず、そのことが明らうに記載されていないもの。
7. 有料老人ホームと医療機関との協力関係についての表示であって、当該協力の内容が明らうに記載されていないもの。
8. 有料老人ホームの入居者に提供される介護サービスについての表示であって、有料老人ホームが当該介護サービスを提供するものではないにもかかわらず、そのことが明らうに記載されていないもの。
9. 有料老人ホームが提供する介護保険法（平成九年法律第百二十三号）の規定に基づく保険給付の対象とならない介護サービスについての表示であって、当該介護サービスの内容及び費用が明らうに記載されていないもの。
10. 有料老人ホームの介護職員等（介護職員又は看護師若しくは准看護師をいう。以下同じ。）の数についての表示であって、次の各号に掲げる数が明らうに記載されていないもの。
 - ① 常勤換算方法による介護職員等の数。
 - ② 介護職員等が要介護者等（介護保険法の規定に基づく要介護認定又は要支援認定を受けた有料老人ホームの入居者をいう。以下同じ。）以外の入居者

に対し、食事の提供その他日常生活上必要なサービスを提供する場合にあっては、要介護者等に介護サービスを提供する常勤換算方法による介護職員等の数。

③ 夜間における最少の介護職員等の数。

11. 有料老人ホームの介護に関する資格を有する介護職員等についての表示であって、介護に関する資格を有する介護職員等の数が常勤又は非常勤の別ごとに明らかに記載されていないもの。
 12. 管理費、利用料その他何らの名義をもってするかを問わず、有料老人ホームが入居者から支払を受ける費用（介護サービスに関する費用及び居室の利用に関する費用を除く。）についての表示であって、当該費用の内訳が明らかに記載されていないもの。
- (2) 上記各号における例示について
それぞれの当該例示については、別途に告示を運用するための基準として「有料老人ホーム運用基準¹⁴⁾」により定められている。

5. おわりに

繰り返し言及することになるが、景品表示法は、主として消費者の適正な商品選択を妨げる行為を規制するところにある。しかし、優良誤認表示、有利誤認表示の規制だけでは、複雑多岐にわたる経済社会において規制の実効を挙げるに不十分であるため、その指定が設けられている。また、景品表示法自体も社会の情勢の発展に伴い改正等（不当景品類及び不当表示防止法等の一部を改正する等の法律（平成26年法律第71号、平成26年6月6日成立、同月13日公布）が行われているが、まだまだ食品偽装問題が相次いで世間で取り上げられる状況が続いている。景品表示法が公正取引委員会から消費者庁に移管されたことに伴い、その移管整備及び取り組みが遅れていると推察されるが、景品表示法においても関係官庁による違反行為等の取締りや企業における法令遵守の徹底教育対策としてコンプライアンス・プログラムの取り組みをされることが望ましく、また期待される。

【註】

- 1) 果実とは、日本標準商品分類による果実を意味し、果汁とは、果実を粉碎して搾汁、裏ごし等をし、皮、種子等を除去したものをいう（「『無果汁の清涼飲料水等についての表示』に関する運用基準」（昭和48年5月9日事務局長通達第6号、改正 平成3年7月24日事務局長通達第8号、改正 平成13年2月5日事務総長通達第16号）以下「無果汁告示運用

基準」という。）1及び2）。

- 2) 無果汁告示運用基準によると、「僅少量」とは、果実飲料の日本農林規格の別表3に定める果実ごとの糖用屈折計示度（加えられた糖類、はちみつ等の糖用屈折計示度を除く。）の基準又は同別表4に定める酸度（加えられた酸の酸度を除く。）の基準に対する割合（以下「糖用屈折計示度の基準に対する割合」という。）で5%未満の量とされる（水を加えて飲用に供する清涼飲料水等にあつては、標準の希釈倍数等により飲用に供する状態にした場合における糖用屈折計示度の基準に対する割合で5%未満の量とする。）。
- 3) 「無果汁の清涼飲料水等についての表示」に関する運用基準」（昭和48年5月9日事務局長通達第6号、〔改正〕平成3年7月24日事務局長通達第8号。
- 4) 同上。
- 5) 同上。
- 6) 「商品の原産国に関する不当な表示」の運用基準（昭和48年10月16日事務局長通達第一二二号）、「商品の原産国に関する不当な表示」の原産国の定義に関する運用細則（昭和48年12月5日事務局長通達第14号）〔最終改正〕昭和56年6月29日事務局長通達第3号、「商品の原産国に関する不当な表示」の衣料品の表示に関する運用細則昭和48年12月5日事務局長通達第15号。なお、品目によっては、『商品の原産国に関する不当な表示』の衣料品の表示に関する運用細則により「生地 of 名称」についても規定されている。なお、品目によっては、『商品の原産国に関する不当な表示』の原産国の定義に関する運用細則により、「実質的変更行為」が規定されている。
- 7) ただし、登記手数料、印紙代その他法令の規定に基づくもの及び担保物件に係る火災保険料を除く（消費者信用告示1項備考2）。
- 8) 利息が年建てによる率（アドオン方式によるものを除く。）で記載され、かつ、利息以外のすべての融資費用の内容及びその額又は率が明瞭に記載されている場合は、含まれない（消費者信用告示1項）。
- 9) 「消費者信用の融資費用に関する不当な表示」の運用基準（昭和55年6月9日事務局長通達第8号）。
- 10) 「不動産のおとり広告に関する表示」等の運用基準（昭和55年6月9日事務局長通達第9号）。
- 11) 不動産に関する取引を除く（おとり広告告示1項）。
- 12) 「おとり広告に関する表示」等の運用基準（平成5年4月28日事務局長通達第6号）。
- 13) この告示において、「有料老人ホーム」とは、老人福祉法（昭和38年法律第133号）第29条第1項に規定する有料老人ホームをいう。
- 2 この告示において、「常勤換算方法」とは、指定居宅サービス等の事業の人員、設備及び運営に関する基準（平成十一年厚生省令第三十七号）第二条第七号に規定する常勤換算方法をいう。
- 14) 「有料老人ホームに関する不当な表示」の運用基準（平成16年6月16日事務総長通達第11号〔最終変更〕平成18年10月12日事務総長通達第13号）。

日本大学工学部紀要

第 57 卷第 2 号

平成 28 年 3 月 22 日 印刷

平成 28 年 3 月 25 日 発行

非 売 品

編集兼
発行者

日本大学工学部工学研究所

〒963-8642 福島県郡山市田村町徳定字中河原 1

Tel. (024) 956-8648

〈e-mail address〉 kenkyu@ao.ce.nihon-u.ac.jp

印刷者

共栄印刷株式会社

〒963-0724 福島県郡山市田村町上行合字西川原7-5

Tel. (024) 943-0001(代)

JOURNAL OF THE COLLEGE OF ENGINEERING
NIHON UNIVERSITY
Vol. LVII, No. 2, 2016
CONTENTS

ENGINEERING

- Consideration about the Design of Existing Mixed-Structure of Woody Type
– Case of Reinforced Concrete Boxed Wall-Buildings in the first floor –
..... Kenji IGARASHI and Masahiro CHIBA (1)
- Summary of Characterizations of Sol-Gel-Derived Crystalline HfO_2 , ZrO_2 , $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ Thin Films on
 $\text{Si}(001)$ Wafers with High Dielectric Constant
..... Hirofumi SHIMIZU and Toshikazu NISHIDE (7)

GENERAL STUDIES

- The concept of the term “physical education” in the book of pedagogy
“Kyouiku Shinron” (published in 1885-86) translated by Hideo TAKAMINE
(born in Aizu region of Fukushima)
– Relationship to the harmonization of the three aspects (intellectual, moral, and physical) –
..... Koichi NAKANO (29)
- The Response of Students to Hiroki Azuma’s The Plan to Become a Tourist Attraction of Destroyed
Fukushima Daiichi Nuclear Power Plants
..... Jun SUGAWARA (37)
- The Issues of the Current Situation and Perspective for Law Regulation of misleading representation :
Focusing on the Announcements by the Prime Minister.
..... Tomoki YAMADA (43)