光学材料として見たセラミックス

池末 明生

(財)ファインセラミックスセンター 材料技術研究所 (〒456-8587 愛知県名古屋市中熱田区六野2-4-1)

A Review of Ceramic Materials for Optical Applications

Akio IKESUE

*Material Research and Development Laboratory, Japan Fine Ceramics Center,
2-4-1 Mutsuno Atsuta-ku, Nagoya, Aichi 456-8587*

(Received October 24, 2001)

Recently, various transparent ceramics with excellent optical properties have been synthesized by a new processing method. For example in 1993, we successfully fabricated polycrystalline Nd:YAG ceramics with the same optical properties as high-quality Nd:YAG single crystal by the Czochralski method. The ceramics produced had extremely low porosity (ca. < 1 vol. ppm) and homogeneous structure. Furthermore, high-quality YIG single crystals with low dislocation densities could also be fabricated by a modified sintering method. The optical quality of some ceramic materials is improved dramatically to level the same as that of high quality single crystals. In this paper, I will discuss these new fabrication techniques and the application of optical ceramics as luminous tubes, new laser materials, scintillators, and optical communication components.

Key Words: Transparent ceramics, Polycrystal, Single crystal, Sintering, Optical applications

1. 緒 言

我国のセラミックス産業は発展の一途にあり、市場規模で1.8兆円、世界シェアの50%以上を占めるに至っている。セラミックスはギリシャ語のケラモス(焼き物)が語源となったもので、その範囲はガラス、セメント、耐火物、陶磁器、新素材等が含まれている。

セラミックスは一般的に乳白色を呈しており、光学目的には利用できないものと考えられてきた。光とセラミックスの接点は、Maiman博士がルビーレーザーを発見¹⁾したのとほぼ同時期である1959年のことである。Coble博士はセラミックス中に存在する残留気泡(光散乱源)が失透原因であることを提唱し、原料調整方法や焼結技術を改良することで透光性アルミナの合成に成功²⁾した。この成果は高速道路やトンネルなどの照明用ナトリウム灯の放電管に応用され、現状における数百万本/年にも達する利用量は人類に多大な恩恵をもたらした証拠とも言える。この開発を契機に赤外線透過材料としての MgF_2 やスピネル、光シャッター用途のPLZT($(\text{PbLa})(\text{ZrTi})\text{O}_3$)、放射線検出用シンチレーターなどが開発されているが、それらの市場性が十分でなくまた単結晶と類比できる高性能化技術が存在しなかったため、透光性セラミックスの将来は明るいとは言えない状況であった。

一方、レーザー技術に係わるセラミックスとしては10

年ほど前に筆者が世界で始めて光学グレードのNd:YAGセラミックスを開発し単結晶と同等のレーザー発振³⁾、さらにはNdの高濃度化により単結晶以上の高効率発振や高いビーム品質を提供できることを報告^{4,6)}した。その後、筆者自身もセラミックスの固有特性の探索や新媒質開発を行ってきたが、本成果の発表を境に日本や海外の幾つかの研究機関で類似する研究が活発に行なわれ、着目すべき成果も報告されるようになった。セラミックスからレーザー発振、そして高いビームコヒーレンシー、さらには高効率かつ大出力化などこれまでの材料技術の想像を越えるオリジナリティーが日本から世界に発信できたが、研究に留まらず産業界で広く活用されれば幸いである。

ところで本稿では、筆者が開発または開発途上のセラミックスを中心として、光とセラミックスの接点となった透光性アルミナおよび光学分野への応用が期待される幾つかの材料技術を紹介する。

2. 透光性アルミナの開発

周知のようにセラミックスはランダムな方位を持った微細結晶からなる多結晶体で、陶磁器のように白濁しているのが一般的イメージである。透光性アルミナは前述したCoble博士によって多結晶体でも光透過できることが

実証²⁾され、ゼネラルエレクトリック (GE) 社が透光性アルミナとして商品化したのが開発の契機になる。当時、不透明であると考えられてきたセラミックス中に存在する気泡を減少させ微構造を制御すると、光透過機能を有することが発見された。現代ではその透光性アルミナが高速道路の高圧ナトリウム灯用放電管に用いられ、莫大な生産規模に達している。しかし、今や透光性セラミックスがさほど珍しい技術ではなくなったことと、ナトリウム灯以外にはわずかな市場しかないせい最近に至るまでは活発な研究開発は行われていなかった。

Fig. 1は筆者が作製した透光性アルミナおよび一般の高純度アルミナの外観写真を示している。本透光性材料は摺りガラス程度の透光性が感じられるものであるが、通常のアルミナセラミックスは全く光を透過できないため開発当時は画期的なものであった。

Fig. 2は一般の高純度アルミナセラミックスと250 ppmのMgOを添加した透光性アルミナの組織写真である。組織制御しない高純度アルミナセラミックスでは焼結中の結晶成長が進み、粒子内部と粒界部に気孔(散乱体)が観察される。一方、僅か250 ppmのMgOを添加したアルミナでは粒子サイズが小さくなり、かつ気孔はほぼ完全に除去された組織となる。MgOの添加により焼結途上のアルミナの粒成長が抑制されることで、粒界の移動速度と気孔の移動速度を接近(MgOを添加しないときは粒成長速度が圧倒的に大きい)させることが可能となり、結果的にセラミックス中の残留気孔量を激減できるため光を透過させることができる。しかしながら、本セラミックスは六方晶系の結晶構造であることから、可視領域での直線透過率は僅か20~30%程度しかない。また、厚さ1 mm程度の透光性アルミナの全透過率(直線+拡散透過率)は90~95%であるので、内部ロスは約5~10%/mmと見積ることができる。近年に至ってホットプレス装置の開発により、これまでの雰囲気制御したアルミナより近赤外~赤外線領域の特性は改善されたが、単結晶と比較するとその特性差は未だ歴然としている。

3. 固体レーザー用セラミックス

Fig. 1 Appearance of normal high-purity alumina, and translucent alumina.

Fig. 2 Microstructure of normal high-purity alumina, and translucent alumina doped with 250 mass ppm of MgO by SEM.

3.1 Nd:YAGセラミックス

光増幅のできる多結晶体の開発はセラミック技術者の夢であり、この夢は1991年(公表は1993年)に筆者らにより実現³⁾された。前述したように多結晶セラミックス中には光散乱を引き起す材料欠陥が存在し、技術的にこれらの散乱要因を除去することは不可能と考えられてきた。1980年代にフィリップスのWithら⁷⁾、無機材質研究所の関田ら⁸⁾が透光性YAGによるレーザー発振を試みたが、光増幅できるセラミックスの合成に至らなかったようである。これまでの透光性セラミックスは試料厚さが僅か1 mm程度でも不鮮明となっていたが、Nd:YAGセラミックスでは散乱係数がレーザー単結晶並みの $0.2 \text{ \% cm}^{-1}$ 以下の合成も可能であり、その厚さが数十mmレベルに至っても文字を鮮明に判読できる。

Fig. 3はYAG単結晶を育成する際に添加する発光イオンのイオン半径と偏析係数の関係を示した。偏析係数の大きさは発光イオンが母結晶中への取り込まれ易さを示すもので、この値が小さいほど結晶中に取り込まれ難いことを意味する。レーザーに活用されるNdのYAGへの偏析係数は約0.2で、実質的にNdは約1 at %程度しかYAG単結晶中に均一固溶できない。ところがYAGセラミックス中には単結晶の約10倍のNdを導入することが可能である。1 at %Nd:YAG単結晶の ${}^4\text{F}_{5/2}$ バンドに対する吸収係数は 8.5 cm^{-1} であるが、Nd:YAGセラミックスは $\sim 85 \text{ cm}^{-1}$ までを自由に設定できる。このことは半導体レーザー(LD)光の吸収効率が向上するため、例えばマイクロチップレーザーの高効率化達成に貢献できることを意味する。

Fig. 3 Relationships between segregation coefficients of fluorescence ions and solid-solution content in YAG crystal.

Fig. 4 Laser input energy for 0.9 at% Nd:YAG single crystal and polycrystalline 1.1 at% Nd:YAG ceramics excited by 808 nm diode laser.

Fig. 4はNd濃度がほぼ同一のYAG単結晶とセラミックスを波長808 nmのLDで励起したときのcw発振特性を示した。セラミックスの発振の閾値は単結晶より若干大きい、スロープ効率は28%に達し、同じ配置で発振実験を行った単結晶の24%を超えるものとなっている。セラミックスのNd濃度が単結晶のそれより0.2%高いため、高いゲインが得られたためである。セラミックスの粒界近傍には多数の転位が存在するので、この領域は著しい散乱を引き起すものと考えられてきた。殆ど散乱を生じない粒界の本質について科学的見解はでていないが、少なくとも粒界付近に第二相の存在がなく、さらに転位密度が小さく(屈折率変動が極めて小さく)かつ転位発生領域が発振波長に比べ著しく狭い条件は満たしているはずである。

Fig. 5は4.8 at%Nd:YAGセラミックスのTEM(Transmission Electron Microscopy)による粒界構造を示している。写真中央付近が構成粒子間の粒界に相当するが、ほぼ粒界まで格子像が形成され粒界相等は観察されていない。粒界散乱は粒界相の問題以外に粒界近傍に発生した転位による密度(屈折率)変動もその要因のであるが、前述した転位発生による屈折率変動が小さくまたその変動領域が発振波

Fig. 5 TEM photograph of 4.8 at%Nd:YAG ceramics near grain boundary.

長に比べて非常に狭いという条件を試料全体に渡ってクリアしている理由により、ビーム品質および発振効率の高いレーザーを得ているものと考えられる。

3.2 Nd:Y₂O₃セラミックス

Y₂O₃は有望なレーザーホストとして注目される材料であるが、その融点が2400℃であり融点直下の2280℃に六方晶⇄立方晶の相転移点が存在⁹⁾するため、基本的に従来の熔融凝固法で良質の単結晶を得ることは出来ない。本材料の合成をセラミックス技術で達成できれば、Nd:YAGに続く第二のセラミックスレーザーとなり得る。Y₂O₃セラミックスの透明化に関してはGreskovichら¹⁰⁾により10 mol%ThO₂-Y₂O₃系で2200℃で長時間焼結することで実現されているが、放射性物質の添加の危険性と結晶欠陥および超高温焼結による安定製造やコストの問題が指摘されている。純粋なかつ透明なY₂O₃焼結体の製造技術とレーザー特性に関する研究は途についたばかりの状況であるが、既にレーザー素子としての可能性が高いデータが得られつつある。

Fig. 6は1700℃にてHIP処理(圧力は98MPa)したNd:Y₂O₃セラミックスの外観写真を示している。試料サイズは33×33×t3 mm³であり、透明でかつ偏光板を通して複屈折も殆ど観察できない良質のセラミックスが得られている。現在のところ、透明なNd:Y₂O₃セラミックスの合成はHIPなどの高圧焼結技術が必要であるが、1700～1800℃の常圧焼結でも透明セラミックスを作製することは可能になりつつある。

Fig. 7はNd:Y₂O₃セラミックスの吸収スペクトルおよびベルヌイ法で作製したNd:Y₂O₃単結晶の透過率のバックグラウンドレベルを示した。Nd添加に伴う鋭い吸収ピークが観察され、またその⁴F_{5/2}バンドにおける吸収線幅Δλは1.1 nm、吸収係数はYAGの1.6倍の13.9 cm⁻¹である。Y₂O₃セラミックスへは殆どのランタニド希土類元素添加が可能であり、YAGのように偏析係数の極端に小さな元素(例えばNd)がないため添加量の選択幅は極めて広い。さらに、

Fig. 6 Appearance of transparent Nd doped Y_2O_3 ceramics by HIP.

Fig. 7 Absorption spectra of Nd doped Y_2O_3 ceramics, and background level of Nd doped Y_2O_3 single crystal by Verneuil method between visible and near-infrared wavelength region.

Y_2O_3 の熱伝導係数は27 W/mK (YAGの2倍以上)と報告¹¹⁾されており、ハイパワーレーザーとしても有望と考えられる。筆者が作製したNd: Y_2O_3 セラミックスには僅かな気孔が存在するため高効率のレーザー発振には至っていないが、近い将来にYAGと競合する新媒質が創製されることはほぼ間違いない状況にある。また、Nd: Y_2O_3 セラミックスの発光中心波長は1078 nmであり、本波長帯での蛍光強度はNd:YAGの1/2~1/3程度である。しかし、950 nm帯では逆に2~3倍の発光強度が得られており、ハイパワーブルーレーザーの可能性¹²⁾を秘めている。

4. 放射線検出用セラミックス

シンチレーターはX線、 γ 線等の放射線照射により発光する物質であり、その用途はX線CT (Computed Tomography) やPET (Positron Emission Tomography) を始めとする医療分野、高エネルギー物理や非破壊検査などである。

X線CT用固体検出器の原理であるが、X線などの放射線が入射するとシンチレーター(蛍光物質)が励起され、入射光強度に比例した発光が生じる。この発光をフォトダイオードまたは光電子増倍管の受光素子がセンシングし、発光強度に比例した電気信号に変換されて放射線を検出することができる。シンチレーター材料はBGO ($\text{Bi}_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$), GSO ($\text{Ce:Gd}_2\text{SiO}_5$), CWO (CdWO_4)などが挙げられるが、それらは全て単結晶材料であった。また、シンチレーターの具備特性として、①検出感度が高いこと②応答速度が早いこと③放射線による劣化が少ないこと④フォトマルとの波長感度が一致していることなどが挙げられるが、この分野もセラミックス化の波が押し寄せている。

Table 1は代表的な単結晶およびEu:(Y,Gd) $_2\text{O}_3$, Pr: Gd_2O_3 セラミックス系のシンチレーター特性を比較¹³⁾している。

Table 1 Comparison of some physical properties of single crystal with ceramics for solid-state scintillator.

	Tl:Csl	CdWO_4	Eu:(Y,Gd) $_2\text{O}_3$	Pr: Gd_2O_3 S
Type	Single Crystal	Single Crystal	Ceramics	Ceramics
Structure	Cubic	Monoclinic	Cubic	Hexagonal
Density (g/cm ³)	4.53	7.90	---	7.34
Emission Muximum (nm)	550	480	610	510, 670
Decay Time (μ sec)	1	5	1000	3
Afterglow	0.5%/3msec	0.005%/3msec	<0.1%/100msec	0.1%/1msec
Sensitivity	3.5	1.0	2.5	1.8

GE社で開発されたEu:(Y, Gd)₂O₃セラミックス¹⁴⁾は蛍光のピーク波長が610 nmでX線に対する感度はCWOの2.5倍に達している。セラミックス検出器を搭載したX線CTとして世界で初めて実用化されたが、発光減衰時間が100 msecと長く、高速の放射線検出には不適である。

Eu:(Y, Gd)₂O₃セラミックスの透過率¹⁴⁾は、試料厚さ1.5 mmで65~70 % (散乱は約15 %/mm)であり理論量(約80 %)に遠く及ばない状況である。一方、Pr:Gd₂O₃系セラミックス^{15, 16)}は検出感度としては若干前述のセラミックスに劣るが、蛍光減衰時間が大幅に改良され高応答性のシンチレーターとして着目されている。日立メディコ社が我国でX線CT用に実用化¹⁶⁾しているが、本材料はさらに光散乱が大きく(散乱は40~50 %/mm)、高エネルギーγ線などの試料厚さが必要とされる用途に対しては特性改良の必要¹³⁾があると述べている。

Fig. 8は筆者が開発した電子線検出用のCe:YAGシンチレーターの透過特性¹⁷⁾および電子線照射時の検出画像¹⁷⁾である。試料の透過率は理論量に達し、Ce³⁺イオンによる550 nm帯での強い蛍光が観察できる。また、6.5×9.0 mm エリアに6 kVの加速電子を照射したときの蛍光画像をCCDカメラで捕えたものであるが、完全に残留気孔を除去したCe:YAGセラミックスは蛍光ムラのない均一な画像が得られている。筆者の電子線検出用シンチレーターセラミックスはTEM, SEM(Scanning Electron Microscopy)や

Fig. 8 Transmission spectrum (upper figure) and the detected image (lower photographs) irradiated by electron beam of Ce:YAG ceramics scintillator. Although we can observe heterogeneous luminescence in pore-contained specimen, luminescence image of pore-free Ce:YAG ceramics is extremely fine.

イメージインテンシファイヤーなどに有用である。本品の用途開発は始まったばかりであるが、前述した固体レーザーに貢献した多結晶セラミックスの透明化技術、後述のアイソレーター開発における単結晶化技術が本分野の基礎技術として貢献する可能性が高い。

5. 光通信用セラミックス

5.1 光シャッター

光通信分野にもセラミックスの適用が検討されている。1970年にG. H. Haertlingら¹⁸⁾により開発されたPLZT ((PbLa)(ZrTi)O₃でPb/La/Zr/Ti比は91/9/65/35が一般的)は当初戦闘機に搭乗するパイロットの爆撃に際しての閃光防御眼鏡として応用が検討されてきたが、その後光通信用途としての導波路型光スイッチ或いはカメラの高速シャッターとして着目されるようになった。(Fig. 9, 10は新居浜工業高等専門学校の中山助教授の御好意による。)

Fig. 9はPLZTセラミックスの外観写真および本セラミックスを用いた光シャッターの応用¹⁹⁾である。本材料は基本的に正方晶系のPZT(Pb(ZrTi)O₃)にLaを添加することで、立方晶系の結晶構造に接近させ、かつ電気光学効果を付与させたものである。試料は約0.5 mm厚さではあるが可視領域では透明であり、このサンプルに200~300 Vの電圧をかけると、写真(b)に見られるようなシャッター機能(すなわち、電気光学効果であり、材料に比較的高い電圧を印加することで光変調を行なう。半波長電圧以下で

Fig. 9 Appearance of transparent PLZT ceramics (a). We can observe opto-electrical effect as optical shutter, when electrical high voltage held at PLZT ceramics through electrode.

あると電圧の強弱で光変調が可能となり、それ以上では透過光の色調が可変となる)が現れる。

Fig. 10は厚さ0.5 mmのPLZTセラミックスの透過スペクトルを示した。PLZTの屈折率は2.5であるので、表面の反射損失は約33 %となり、本材料の理論透過率は67 %ということになる。本試料の透過率は理論量付近に達しており、挿入損失は2.5 dB、消光比は約20 dBという値が得られている。

ところで、PLZTは液晶と比べ応答速度は早いものの作動電圧が高い欠点があり、今のところ民生利用には至っていない。しかしながら、高速動作(50 μ sec)は非常に魅力があり、将来の技術ニーズによっては本材料が見直される可能性もあり得る。

5.2 アイソレーター

近年の大容量情報伝送ニーズを背景とした光ファイバー網整備に伴い、磁気光学(ファラデー)効果を応用したアイソレーター製品の需要が増大している。一般的にアイソレーターにはYIG($\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$)²⁰⁾またはBi置換希土類鉄ガーネット単結晶²⁰⁾が用いられている。アイソレーター単結晶の両端面には偏光子が設置されており、順方向から入射した半導体レーザー光がアイソレーター結晶を通過すると45度偏光して光ファイバーを伝送する。また、光ファイバーを伝送した反射波が逆方向からアイソレーター中に侵入・透過するとさらに45度(往復で90度)偏光するので、順方向側の偏光子を予め90度回転させておけば戻波をシャットアウトできる。ところで、このアイソレーター結晶はFZ(Floating Zone)法²¹⁾やLPE(Liquid Phase Epitaxial)法²¹⁾で製造された単結晶のみしか利用できなかったが、セラミックス技術で単結晶を作製することも可能となりつつある。

Fig. 11はセラミックス技術を用いた単結晶の育成原理の一つを示した。高精度に研磨した種子結晶(YIG単結晶)と不連続粒成長を起す多結晶体(YIGセラミックス)を熱間接合し、この状態を維持したまま熱処理することで目的が達成できる。種子結晶と多結晶体を接合し熱処理したとき、両者の界面に着目すると種子結晶の表面エネルギー

Fig. 10 Transmission spectrum of PLZT ceramics between visible and near-infrared wavelength region.

Fig. 11 Principle for single crystallization by sintering method.

は多結晶体の個々の粒子(せいぜい、10 μ m以下)に比べ圧倒的に低いので、安定な方向に収束するという物質の性質を利用すれば、種子結晶と接する微結晶は順次粗大結晶(単結晶)に併合されて行き、一定温度と時間を与えることで全体を単結晶化することができる。

Fig. 12はYIGセラミックス(多結晶体)に出力数WクラスのCO₂レーザーを短時間照射して結晶成長の起点(粗大結晶の形成)を設け、さらに熱処理することで単結晶化途上にある試料の微構造写真である。写真右上が多結晶セラミックスで見られる粒界の存在する構造であり、左下の方向から粒界のない単結晶を成長させている状態を示している。本技術では直径1~2インチ以上の単結晶も合成可能²²⁾であり、結晶成長速度は0.5~1.0 mm/h程度に達している。得られた単結晶中には亜粒界はなく、転位密度も10²/cm²程度でありFZ法で作製した市販の同単結晶のその値、10⁷/cm²に比べても圧倒的に低いものであった。本研究の詳細は別途報告するが、磁気光学特性は従来の溶

Fig. 12 Structure change from polycrystalline YIG ceramics to YIG single crystal. YIG single crystal grow toward to the growth direction as shown in this figure.

融凝固法で作製された単結晶と類似しており，セラミックスの固有特性が見つかれば従来の単結晶市場を脅かす技術に発展する可能性がある．

また，本技術はアイソレーターだけに限定されるものではなく，携帯電話などのSAW (Surface Acoustic Wave) デバイス用，非線形光学材料，強磁性材料，さらには熱電や発光素子などに期待される金属間化合物，電子材料など多方面の応用が考えられる．

6. まとめ

透光性セラミックスは固体レーザー技術と時を同じくして生まれたもので，約40年の技術史をもっている．透光性セラミックスは1960年代のような単純な拡散透過性から筆者が実現したコヒーレンス光の媒質内増幅の克服という高度化の時代を迎えている．これらの技術は基本的に材料内の残留気孔の除去および極めて高度な粒界の形成技術に依存している．また，セラミックス材料は非溶融の製造技術であるので，蛍光イオンなどの不純物偏析，固-液界面でのゆらぎがない理由による屈折率変動や歪みの極めて少ない材料の提供が可能である．さらには，アイソレーター材料に見られたように焼結技術で光学グレードの単結晶の製造を行なうことも可能となっており，単結晶化のメカニズムが解明されれば様々な材料系に発展する魅力がある．このことは前述した高度な粒界形成からさらに機能付与した界面(すなわち人為的に制御可能な粒界)の形成へ発展し，従来の溶融凝固法と焼結法(セラミックス技術)の材料的境界領域が消滅し，それぞれのプロセス技術から発生する材料特性を競う時代を预言するものである．

セラミックス技術は21世紀にレーザーを始めとする高機能光学用途への展開を迎えようとしている．しかしながら一方では，光をキーワードとする材料およびプロセ

ス開発は至難の技術が要求される割にはその成果が報われ難く，より市場性の高い材料へ研究者と資金がシフトして行く現実もある．今後は単結晶-セラミックス業界の技術融合のみならず，高分子，医薬など全くの異業種との技術連携が新しい材料のコンセプトを生み出し，想像を越える新機能創製と新市場の形成に結び付くものと考えられる．

参考文献

- 1) T. H. Maiman: Nature **187** (1960) 493.
- 2) R. L. Coble: J. Appl. Phys. **32** (1961) 793.
- 3) A. Ikesue, T. Kinoshita, K. Kamata, and K. Yoshida: J. Am. Ceram. Soc. **78** (1995) 1033.
- 4) I. Shoji, S. Kurimura, Y. Sato, T. Taira, A. Ikesue, and K. Yoshida: Appl. Phys. Lett. **77** (2000) 939.
- 5) V. Lupei, A. Lupei, S. Georgescu, T. Taira, Y. Sato, and A. Ikesue: Phys. Rev. B **64** (2001) 092102-1.
- 6) 池末 明生: M&E **7** (2001) 152.
- 7) C. A. M. Mulder and G. de With: Solid State Ionics **16** (1985) 81.
- 8) M. Sekita, H. Haneda, T. Yanagitani, and S. Shirasaki: J. Appl. Phys. **67** (1990) 453.
- 9) 佃 康夫: セラミックス **23** (1988) 456.
- 10) C. Greskovich and K. N. Wood: Am. Ceram. Soc. Bull. **52**, 5 (1973) 473.
- 11) K. Maekawa: FC Report **13** (1995) 303.
- 12) Y. Sato, I. Shoji, S. Kurimura, T. Taira, and A. Ikesue: OSA TOPOS Vol.22 Advanced Solid State Lasers (2001) in press.
- 13) 松田 直寿: セラミックス **28** (1993) 130.
- 14) C. D. Greskovich, D. Cusano, D. Hoffman, and R. J. Riedner: Am. Ceram. Soc. Bull. **71** (1992) 1120.
- 15) 山田 敏道: 化学と工業 **46** (1993) 606.
- 16) Y. Ito, H. Yamada, M. Yoshida, H. Fujii, G. Toda, H. Takeuchi, and Y. Tukuda: Jpn. J. Appl. Phys. **27** (1988) L1371.
- 17) A. Ikesue: J. Ceram. Soc. Jpn. **108** (2000) 1020.
- 18) C. E. Land and G. H. Haerling: J. Phys. Soc. Jpn. **28** (1970) 96.
- 19) 一ノ瀬 昇, 平野 真一著: 光機能材料セラミックス(オーム社, 1988発行) 31.
- 20) H. J. Levinstein, S. Light, R. W. Landorf, and S. L. Blank: Appl. Phys. Lett. **19** (1971) 486.
- 21) 町田 博: マテリアルインテグレーション **13** (2000) 43.
- 22) 特願2000-281682.

レーザーワード

透明セラミックス (transparent ceramics)

1950年代後半にR. L. Cobleは透光性アルミナを開発し，光透過不能とされてきた概念を一変させた．セラミックスは残留気孔，未反応物質，不純物相などの多数の散乱源により失透するが，原料純度や焼結性，焼結速度や雰囲気などの製造条件を最適化することで散乱を激減させることで多結晶材料の透光化を図ることができる．

その後PLZTに代表される様々な透光性セラミックス材料の開発がなされてきたが，第二のブレイクスルーは1993年の池末らによるレーザー発振可能なYAGセラミックスの開発が挙げられ，単結晶に匹敵する高度な透明化の時代を迎えている．
(池末 明生)