

無機材研ニュース

第51号

昭和53年6月

高輝度電子源の実現

電気通信工業において真空管が主要な地位を占めていた時代には、電気材料の立場から陰極とその電子放射特性の研究が重要なテーマの一つであった。このことはラングミュアの界面化学がタングステンの電子放射に及ぼす気体吸着の研究から端を発した事実を見ても明らかであろう。時代と共に陰極の研究が徐々に下火になり、半導体材料が中心の課題になり始め、陰極の研究者が半導体の分野に移りつつあった。このような時代に、硼化ランタンが優れた電子源としての可能性を持つことが見出された。すなわち、1951年に、GE社のラファティが一連の金属六硼化物の熱電子放射特性、高温における蒸発、熱陰極の支持材料、活性化、電子放射の機構等の陰極材料としての基本的な問題について検討した。特にLaB₆が放射電流密度が高く、高温において化学的に安定であり、高温の蒸気圧も低く、電子放射の活性化が容易であることを見出し、新しい陰極材料としての可能性を開いた。しかし、当時は電子ビーム、つまり電子源を要求している主要な技術分野はなかった。日本においても電子顕微鏡の電子源に利用する試みがあったに過ぎなかった。つまり、電子放射特性が良くても、新しい材料を電子源として確立するには、それを必要とする技術分野と長期にわたる使用を経た評価が必要である。現在は事情が全く異なり、半導体工業の分野において、高輝度、長寿命及び安定性の良い電子ビームが強く求められる時代になった。

電子素子の集積化は最も発展の激しい技術分野であり、1948年から1970年代までの間に電子素子は10万分の1の縮小が達成された。現代における電子部品の密度は人間の脳神経細胞の密度の約1/4に達しており、これまでの集積化のテンポから考えて、1980年頃までに約5mm角のチップに約100万個のトランジスターとそれに関連した素子を含む回路を作ることが可能である。しかし、これを

実現するためには超微細加工の技術の確立が不可欠であった。収束と偏光が容易で、加工細度に比べて回折効果が無視できる電子ビームを利用することによって初めて達成される。超LSIの電子ビーム露光によるサブミクロン加工のために従来の電子ビームよりも更に輝度が高く、エネルギーのそろったビームを長時間安定に保つことが必要とされる。このような電子ビームを実現するのは、電子光学系よりもむしろ電子源—陰極材料—であり、この結果、新しい陰極材料であるLaB₆が注目を集めるようになった。

最も一般的に用いられている電子源はヘアピン型タングステン陰極である。すなわち、陰極線をV字型にし、これを加熱し、電界によって空間電荷を通して電子を引き出す。空間電荷によって電子ビームは発散し輝度は低下する。したがって、高輝度ビームを得るためには高温に加熱しなければならず、著しい蒸発のために寿命は短くなる。

仕事関数が低く、電子放射効率の高いLaB₆を高輝度電子源として具体化するためには、陰極の立場からの材料の合成方法、純度と組織の検討はもち論のこと、(1)それぞれの電子ビーム応用機器に適応した電子銃の構造、特にウエネルト—陰極間の位置関係、(2)熱陰極の先端の曲率半径、(3)消費電力の少ない加熱方法、(4)高温における安定した支持方法、(5)高温での陰極先端の形状変化についての詳しい研究と実際に使用した場合の目的を定めた評価が必要とされる。IBMのプロアズは1965年頃からほぼ1975年頃まで焼結LaB₆を用いた電子銃の実現と電子ビーム露光への応用に努力した。プロアズは半導体の超微細加工を念頭において、高輝度電子ビームを得るために、陰極表面の静電場勾配を大きくし、空間電荷効果による放出電子ビームの低下を最少にすることを目標とした。これを実現するために、焼結体先端を機械研磨

(曲率半径約 $10\mu\text{m}$)して先端陰極にし、陽極と陰極との間の電場勾配を $150\text{kv}/\text{cm}$ にした。焼結体と支持材料との反応を防ぐために、他端を銅ブロックに固定してこれを油冷した。陰極加熱の消費電力を少なくするよう電子衝撃と熱輻射を組合わせて先端に近い部分を加熱した。電子銃部の真空度と電流安定度と陰極寿命を綿密に調べ、 10^{-6} Torrより高真空度で電流の安定性は保障され、かつ陰極寿命は単に LaB_6 の蒸発のみによって決ることを明らかにした。しかし、輝度を1桁向上させるのに5年に近い年月を必要とし、ウエネルト電極の構造と陰極先端の相対位置を変えることによってこの問題を解決し、先端曲率半径 $1\mu\text{m}$ で輝度 $4\times 10^6\text{A}/\text{cm}^2\text{str.}$ (加速電圧 20kv)を得た。電子ビーム露光機の本体は走査型電子顕微鏡と機構上の類似点を多く持っている。このためにプロアズは走査型電子顕微鏡に彼の電子銃を装着し数Aの分解能を得ることによって、焼結 LaB_6 陰極の実用への見通しを得た。このようにして、輝度の高い、寿命の長い、高温で機械的安定の良い電子源を作ることができた。現在、彼は超LSIのサブミクロン加工の分野で中心的な活動をしている。しかし、この電子銃は比較的大きい加熱電力を必要とし、大きい寸法のために、従来の電子ビーム機器にそのまま装着することは困難である。

これまでの使用経験から硼化ランタン熱陰極のもっている多くの問題点は焼結体材料それ自身に起因していると考えられる。焼結体の高純度化は困難であり、結晶粒と粒境界からなる不均一な材料である。陰極先端においてすら場所によって放出電流密度は異なるであろう。焼結体では先端の滑らかな表面加工が難しいために場所によって電場勾配も異なるであろう。事実焼結 LaB_6 からの電子ビームのクロスオーバー像に濃淡があり、ビーム断面の強度分布はガウス曲線からずれ、またいくつかのピークを示す。高密度放射部分を“lobe”と呼んでいる。高輝度“lobe”は陰極動作中に生成、移動あるいは消滅し、放射電流密度の変動をもたらす。

以上の電子ビームの欠点は不純物を含み不均質構造である焼結体に原因がある。つまり“materials”の問題である。これらの欠点の解決をはかるために単結晶熱陰極の実現を目標とした。更に陰極の間接加熱は電子銃の構造を複雑にし、寸法も大きくなるので、通電による直接加熱の方式を採用した。以下の研究は客員研究官、大阪大学助教、志水隆一氏との共同によるものである。

耐熱金属支持熱陰極

このタイプの電子銃はヘアピン型タングステン熱陰極をそのまま LaB_6 単結晶に置きかえることを目的とした。このために単結晶チップを耐熱金属タンタルに電子ビーム溶接することによって固定した。チップ先端の曲率半径は必要とされる電子ビームの輝度と放射電流によって決る。この電子源では先端を電解研磨によって $1\mu\text{m}$ 以下にした。この熱陰極をE PMA, J A X - 3及び陰極線

管の電子源に用いて、電子ビームの評価を行った。

J A X - 3の電子銃部の真空度は $10^{-4}\sim 10^{-5}$ Torrとかなり低い値である。タングステンと同じ条件で比較を行うために、ウエネルト電極の穴を 2.0mm 、単結晶チップ先端をウエネルトより 0.6mm の深さに置いた。この深さは LaB_6 の最適条件でなく、 $0.0\sim 0.25\text{mm}$ の範囲がよいとされている。タングステンの輝度と比較するために、磁気テープの酸化鉄微粒子の走査二次電子線像のコントラストを比較した。観測中にプローブ電流の大巾な変動はなく測定にはさしつかえなかった。明らかに LaB_6 熱陰極を用いれば像のコントラストは良く、この結果から輝度を推定するとタングステンよりも1桁以上高いと結論された。

電子ビームの安定性は真空度、残留気体の種類によって影響を受ける。真空度の変化による電子ビームの変動を陰極線管電子銃を用いて測定した。真空度を 3×10^{-8} Torr $\sim 1\times 10^{-6}$ Torrまで急変しても放射電流の変化はほとんど認められない、 1×10^{-6} Torrの真空中でも安定な電流を得ることができるが、 10^{-7} Torrのオーダーの真空中では電流の安定度 $\Delta I/I$ は約 $10^{-6}/\text{hr}$ で、しかも長時間安定に保つことができる。

フォーゲル型電子銃

通常のCEM及びSEMの場合、観測中だけ電子ビームの安定性が保たれば良い。しかし、電子ビーム露光においては、長い時間安定に保つことが不可欠になる。 $1,400\sim 1,600\text{ }^\circ\text{C}$ の高い使用温度で長時間にわたって陰極先端の移動がないということである。つまり高温において安定した支持方法を確立することである。このためにパイロリチックグラファイトで陰極を圧着、固定するフォーゲル型電子銃を採用した(図1)。パイロリチックグラファイトは耐熱性があり化学的に安定であるばかりでなく、c軸方向の電気抵抗が大きいためこの方向に電流を流すことによって陰極を加熱するヒーターの役割をはたす。単結晶チップの大きさは約 $1\times 1\times 4\text{ mm}$ で先端を機械研磨して、その曲率半径を約 $10\mu\text{m}$ とした。用いたパイロリチックグラファイトは $1\times 0.8\times 0.6\text{ mm}$ である。ウエネルトの穴の直径は 2.5 mm 、陰極先端をウエネルトより 0.2 mm の位置においた。使用温度 $1,550\text{ }^\circ\text{C}$ に加熱する

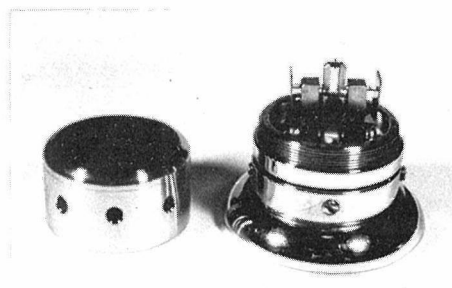
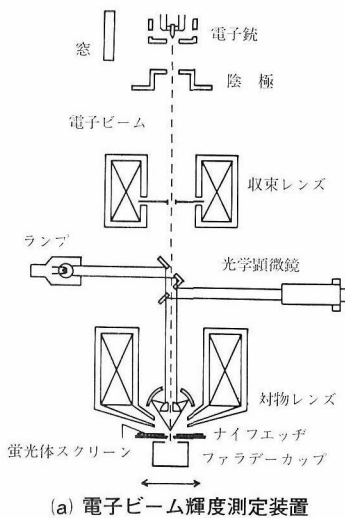


図1 フォーゲル型硼化ランタン単結晶電子銃

のに7W (2.3A×1.7V) で十分であった。

図2(a)に電子ビームの評価装置を示した。電子銃部の真空度は 10^{-5} Torrである。陰極温度を電子銃の容器とウエネルト電極に穴をあけ直接測定した。クロスオーバー像を試料台の蛍光板上に結像させて観察した。クロスオーバー像の電流の強度分布はナイフエッジをX, Y方向に移動させファラデーカップに流入する電流値を測定することによって行った。図2(b)に輝度の測定結果を示した。真空度と加速電圧を同一条件にした。単結晶チップの輝度はヘアピン型タングステン陰極の10倍以上である。クロスオーバーにおける電子ビームの強度分布はガウス曲線に近く、安定しており、焼結体に見られるいくつかのピークの存在は認められなかった。つまり、電子ビームの不安定さの原因になる“lobe”が観察されなかったことは実用化への大きい進歩である。焼結体でしばしば観察されるスポットの分裂もない。 1.3×10^{-5} Torrの真空度においても $\Delta I/I = 10^{-3}/hr$ の安定度を示した。



焼結体 LaB_6 熱陰極と単結晶との比較も行った。焼結体は真空度に対して敏感で、特に 10^{-6} Torrの領域で電流安定度が低下して数%を越える場合がある。輝度も時間と共に減少し、約1/2まで低下する。寿命も短い。イオンポンプを用いて 10^{-7} Torrの真空中で使用した陰極のSEM像を図3に示した。焼結体の表面は著しい変化を示している。イオン衝撃、蒸発及び残留ガスとの反応は主に粒境界において起り、表面形状の極端な変化をもたらす。この観察結果から、いずれが安定した電子ビームを供給し得るかは明らかであろう。

現在、電子ビーム露光の分野で、 LaB_6 単結晶陰極実現への強い要望がある。しかし、本格的な検討はこれからである。まず第一に、単結晶陰極を用いて電子ビーム露光を行い、その結果を材料の問題に還元する。第二に、単結晶の性能を生かせる電子銃の構造を確立することである。今後、単結晶陰極の開発は電気化学(株)において進められ、陰極支持の問題を解決すべく積層型陰極について検討しつつある。

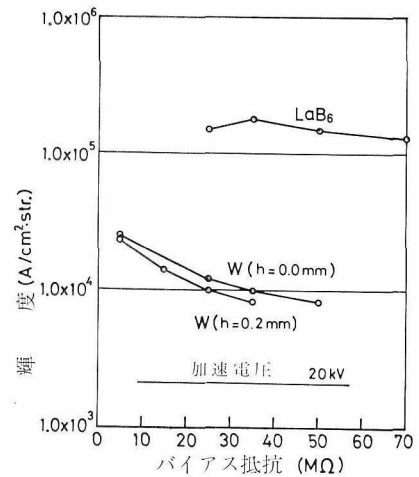


図2 輝度測定装置と結果

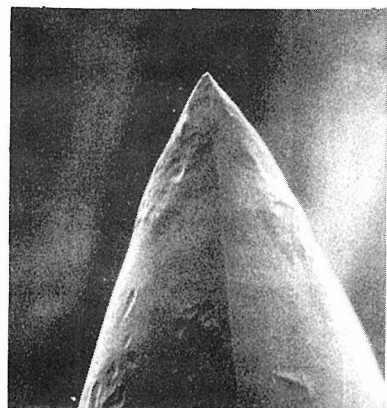
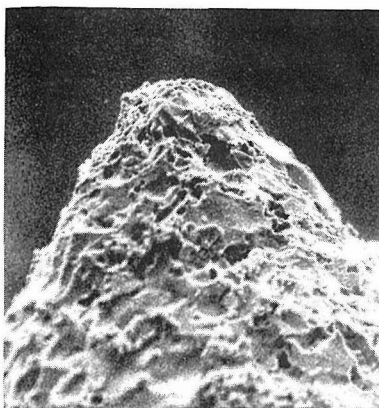


図3 使用後の硼化ランタン陰極のSEM像

ルチル単結晶の晶相変化

鉱物標本などで周知のように、結晶が成長すると美しい外形を呈する。この結晶の外形はそれが成長した環境の反映なのである。生物と同様に成長するものは、それがたとえ結晶であっても環境問題は非常に重要である。温度、過飽和度、冷却速度、不純物などのいろいろな要因により外形が影響を受けるのである。美しい雪の結晶の種々な形態は水蒸気の過飽和度と温度によって説明されている。また、天然鉱物は産地により生成環境が全部異なるので、厳密には全部違う外形をしていることになるから、逆に外形を観察することにより産地を知ることができる。

外形変化のなかで、結晶面の組合せが変化しない場合を晶癖、その組合せが変化する場合を晶相と呼んでいる。結晶の有効利用には外形制御が大事であり、太陽電池用のシリコン単結晶の外形はリボン状が最適であることから製造のためにEFG法やステパノフ法など種々な新技術が開発されたのはその好例である。

さて、学問的にも結晶が成長するときになぜ特異な外形を呈するのかという疑問に対して長年、熱力学的、構造的及び化学結合的観点から多くの人により研究されて

きたが、現在でもそれは鉱物学、結晶学、材料科学などの分野では重要な課題の一つである。

ルチル（金紅石（ TiO_2 ）、正方晶系）の大型単結晶は工業的には火炎溶融法で製造され、ダイヤモンドよりもよく輝くので宝石として珍重されている。小型の単結晶ならばフラックス法等で簡単に育成できる。フラックス法の利点は環境変化を与えやすく、特に不純物の影響を調べる研究などに適しているので、ここではそれについて行った実験結果と晶相変化の機構について述べる。

ルチルの結晶育成では、まず Li_2WO_4 をフラックスに選び、 $1,250^\circ\text{C}$ で TiO_2 を飽和状態に溶解した後、 950°C 付近まで $4^\circ\text{C}/\text{h}$ の速度で徐冷すれば帯褐色の柱状結晶が生成する。この結晶は $\{110\}$ と $\{010\}$ 面からなり、柱面は $\{110\}$ で、伸長方向は $[001]$ である〔図1(a)〕。次にこのフラックスに5~15モルパーセントの WO_3 を添加して、同じ実験を行うと今度は $\{110\}$ と $\{111\}$ 面からなる柱状結晶に変化する。柱面と伸長方向はそれぞれ $\{110\}$ と $[001]$ で同じであるが、錐面が $\{010\}$ から $\{111\}$ に変化した〔図1(b)〕。これは WO_3 不純物の影響

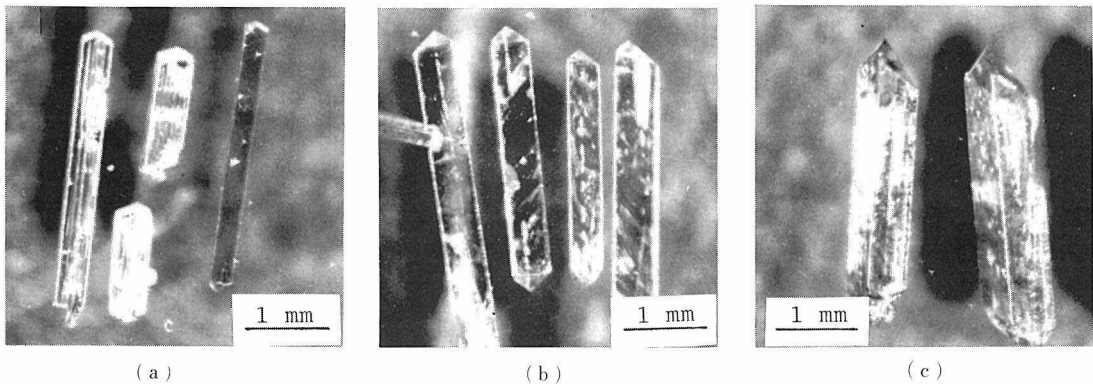


図1 $\text{Li}_2\text{WO}_4-\text{WO}_3$ 系フラックス中の WO_3 濃度の関数として出現するルチル単結晶の晶相変化

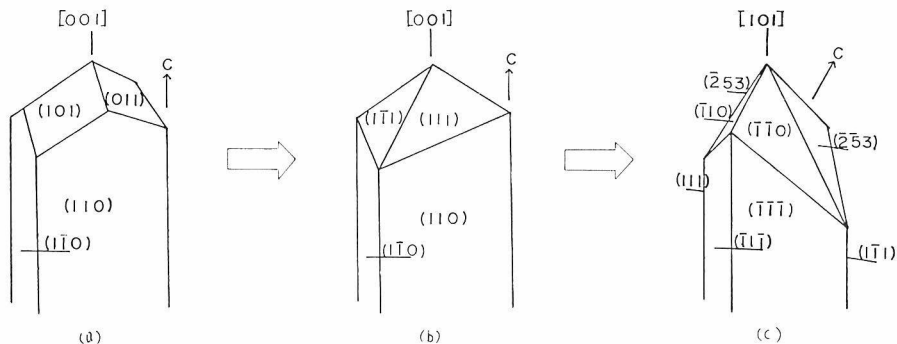


図2 図1の晶相の記載

として結晶面の組み合わせが変化したことによる晶相変化である。更に、20モルパーセント以上の WO_3 を添加して同じ実験を行うと今度は $\{111\}$ 、 $\{110\}$ 及び $\{253\}$ 面からなる帯黒褐色の短柱状結晶に変化する。柱面は $\{111\}$ で錐面は $\{110\}$ と $\{253\}$ である。伸長方向も $\{101\}$ に変化する〔図1(c)〕。以上の晶相変化の詳細な記載を図2に示す。

しかし、35モルパーセント以上の WO_3 を添加すると、結晶は黒色粒状となり平滑な結晶面を示さず樹枝状となる。要するに、 $\{110\} > \{101\}$ 面から $\{110\} > \{111\}$ 面への晶相変化はそれほど大きくないが、 $\{111\} > \{110\} \approx \{253\}$ 面への変化は非常に大きい。

フラックスに $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ を用いると黄金色の針状ルチルが成長する。しかし、このルチル結晶は $\{110\} > \{111\}$ 面からなり、決して $\{110\} > \{101\}$ 面の晶相は生成しない。次にこのフラックスに10モルパーセント以上の WO_3 を添加すると帯黒褐色の短柱状で $\{111\} > \{110\} \approx \{253\}$ 面の晶相に変化する。

WO_3 以外の晶相変化剤を探索するために、約20種類の酸化物についてその陽イオンの配位が酸素と四面体、八面体、立方体構造をつくるものに分類して検討した。その結果、 $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ フラックス中で $\{110\} > \{111\}$ 面から

$\{111\} > \{110\} \approx \{253\}$ 面へ変化をするものは WO_3 の他に Nb_2O_5 と Ta_2O_5 だけであった。 Nb_2O_5 は1モルパーセント、 Ta_2O_5 は0.5モルパーセントでも効果的に晶相を変化させた。これらの晶相変化剤の共通する特性は、 TiO_2 と同様に陽イオン(M^{n+})は酸素と6配位の八面体構造を示し、その MO_6 八面体の連なりは ReO_3 型構造の頂点共有であって、ルチル構造の TiO_6 八面体の稜共有の強い連なりとは異なる。更に、 TiO_2 と化合物を形成する反応性の尺度として陽イオンのイオン場の強さを Z/r^2 (Z は陽イオンの電荷、 r は $\text{M}-\text{O}$ 間の結合距離)で示すといづれも Ti^{4+} (1.04) よりは大きいことがわかる。しかし、 Ti^{4+} より大きい Z/r^2 を示すもので八面体構造を示す酸化物には MoO_3 や V_2O_5 などもあるが、これらは晶相変化剤にならない。その理由として MoO_6 や VO_6 八面体は稜共有性の強い特性を示し、 TiO_6 の連なりと酷似するので固溶性が大きく結晶の表面反応が WO_6 などとは異なるためと推定される。

結局、晶相変化は結晶面の成長速度に相対的な変化が起ることが重要な因子であるが、ルチルの場合には成長している結晶表面にエピタキシャルに WO_6 、 NbO_6 、 TaO_6 などの化学種が化学吸着され、 TiO_2 分子と錯化合物を形成する。この際に吸着層との界面で TiO_6 八面体との幾何学的な結合様式の相違のために格子不整をより生じやすく、これが面の成長を相対的に阻害している重要な原因と推定される。

なお、晶相変化に関与しない Li_2WO_4 フラックス中の W^{6+} イオンについては4配位で WO_4 四面体化学種であることが知られており、 TiO_6 の連なりと比較して幾何学的

結合様式の著しい相違のために、たとえ Z/r^2 の値が大きくても表面錯形成能の小さいことが推定される。この点に関してはこのフラックスからの結晶の一部に $\{110\} > \{111\}$ 面からなるものが時折り出現することがあるので更に詳細な検討が必要である。確かに上述の機構に従えば、四面体型化学種でも化学吸着されれば界面での格子不整を生じるので晶相変化剤の有効性が予想される。そこで、 Li_2MoO_4 フラックス (Li_2WO_4 よりも安定して $\{110\} > \{101\}$ 面の結晶が生成する)に Z/r^2 値の大きい B_2O_3 を多量に添加すると $\{110\} > \{111\}$ 面の晶相へ変化することが判明した。 BO_4 化学種の影響として説明が可能であり、同様に PO_4 化学種についても同じ結果を得た。しかし、決して、 $\{111\} > \{110\} \approx \{253\}$ 面の晶相は出現しない。これから $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ フラックスからの初生晶相が $\{110\} > \{111\}$ 面であることの説明ができる。また、 Li_2WO_4 と $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ の各フラックス中で同じ晶相変化に対する不純物の最低添加量を WO_3 について比較すると、後者のフラックスの方がはるかに少量で同じ効果を示しており、これは BO_4 と WO_6 化学種の表面錯形成に対する協同効果であろう。

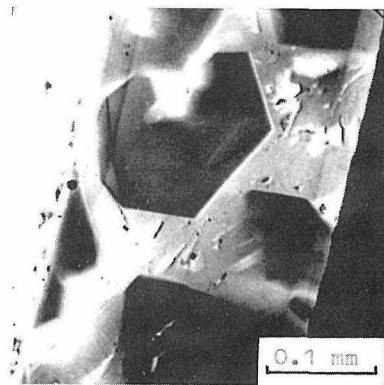


図3 $\text{Li}_2\text{WO}_4-\text{WO}_3$ 系フラックスから育成したルチルの $\{110\}$ 表面のEPMA反射電子線像

なお、これらの晶相変化剤が反応するとある程度までは結晶中に固溶している。40モルパーセント WO_3 を添加すると約1.5%のWがEPMAで検出された。続いて結晶の断面でWの分布を調べると表面だけが異常に高い。次に結晶表面を反射電子線像で観察すると図3のような模様が普遍的に認められる。これは WO_3 の関与したエピタキシャルな吸着層であり、多角形模様の部分は凹像で WO_3 量はその周辺部より少ないことがわかっていて、要するに、表面錯体層が2次元的に形成されているためである。

最後にルチルの $\{111\} > \{110\} \approx \{253\}$ 面からなる特異な晶相は天然のイルメノルチル [ルチル(TiO_2)とモシット $\{\text{Fe}(\text{Nb}, \text{Ta})_2\text{O}_6\}$ の混晶]に酷似しており、この鉱物の特異な形態の原因は不明であったが、これらの実験の結果から Nb_2O_5 及び Ta_2O_5 の不純物効果として説明ができそうである。

Y₂O₃含有アルミノ珪酸塩ガラスの 物理化学的性質

一般に固体に熱を加えると体積が膨張するが、ガラスではほとんど膨張しないものがある。例えば、シリカガラス、ガラスセラミックスは 10^{-7} 1/°Cオーダーで熱膨張が非常に小さく、熱衝撃に強いのでロケットの窓ガラスや料理用の容器として使用されている。またシリカチタン系ガラス、酸化銅含有アルミノ珪酸塩ガラスも同様のオーダーの熱膨張率を持ち非常に低膨張である。これは一般の物性論ではほとんど説明できず、種々の組成のガラスを溶融して初めて明らかになるもので、ガラスの研究開発に携わる者の一つの楽しみでもある。

希土類元素は使い捨てライターの着火石にも使用され、必ずしも高価なものばかりではない。ここで取り上げるY₂O₃は試薬(99.9%) 価格で100g約4千円であり、希土類という名称より受ける印象ほどは高価でない。

Y₂O₃は希土類酸化物の中で最高の融点(2,410°C)を持っているので、Y₂O₃-Al₂O₃-SiO₂系ガラスを得るには非常に高温が必要であると思われた。しかしこの系のガラスを研究していくうちに次のようなことが明らかとなった。(1) 一般の電気炉にて、1,550°Cで50g以上のガラスが得られること、(2) 窓ガラスより約2倍の弾性率、硬度を持つ、(3) 光学ガラスに相当する高屈折率である、(4) 商業化されつつあるZrO₂含有耐アルカリ性ガラスに相当する耐アルカリ性を持つ、などである。したがってこの系のガラスは、人造宝石の素材、又は高弾性率耐アルカリ性ガラスファイバー素材となり得ると思われる。

なお、この系のガラスに関して、ソ連において、太陽炉を使用(1,800~2,000°C, 15分溶融)して少量得られ、

その屈折率が最近報告されている。

ガラス化範囲

Y₂O₃, Al₂O₃, SiO₂を秤量混合し、その2gを白金ばくで作製した容器に入れ、LaCrO₃発熱体電気炉中で1,650~1,700°C, 2時間溶融し、ガラス化を決定した。図1に実線で示すのが決定されたガラス化範囲である。この領域の中心にある組成を選び、50gの原料を一般の電気炉中で1,550°Cに溶融したところ泡の無い良質のガラスが得られることが見出された。

弾性率、硬度

直径約2cm, 高さ1cmの円筒状に成形した試料について超音波干渉法により、ヤング率、体積弾性率、剛性率、ポアソン比及びヴィカース硬度計により硬度を測定した。

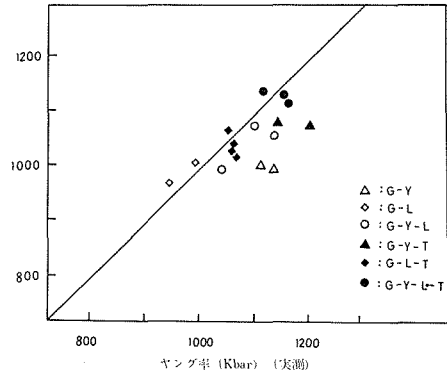


図2 Y₂O₃含有アルミノ珪酸塩ガラスの実測及び計算値のヤング率

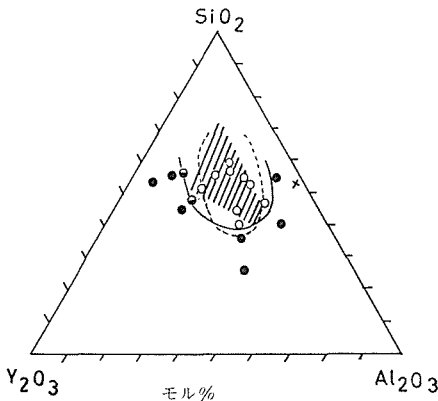


図1 Y₂O₃-Al₂O₃-SiO₂系のガラス化範囲
実線内の白丸がガラス化した

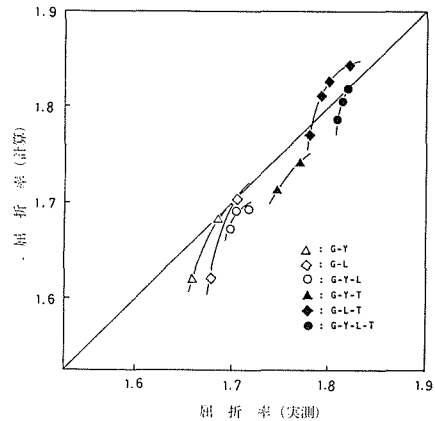


図3 Y₂O₃含有アルミノ珪酸塩ガラスの実測及び計算値の屈折率

測定したヤング率とガラスにおける弾性率の理論計算式より計算した結果を図2に示す。これらのガラスは Y_2O_3 , La_2O_3 , TiO_2 を含んだアルミノ珪酸塩ガラスであり、高弾性率であることがわかった。またヴィカース硬度は789から860kg/mm²であり硬度の大きいガラスであることも明らかとなった。窓ガラス、シリカガラスのヤング率はそれぞれ約600Kbar, 730Kbarヴィカース硬度はそれぞれ550kg/mm², 700kg/mm²である。

屈折率

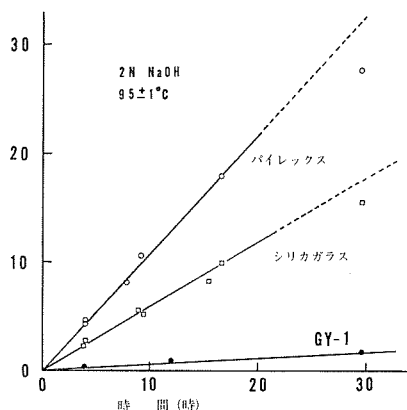


図4 $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ 系ガラス (GY-1) バイレックス, シリカガラスの耐アルカリ性

ナトリウムD線を使用して浸液法により屈折率を決定した。測定結果とアッペンによる屈折率の計算方法により計算した結果を図3に示す。図2, 3において直線は勾配1である。これにより屈折率が1,658~1,821と高屈折率のガラスであることがわかる。

耐アルカリ性

17.6 Y_2O_3 24.4 Al_2O_3 58 SiO_2 (mol%)のガラス (GY-1) の耐アルカリ性を粉末法による重量減少法により調べた。化学的耐久性の高いといわれているバイレックスガラス, またシリカガラスについても同時に耐アルカリ性を調べた。2N NaOHの溶液(95°C)に浸漬し, かなり苛酷な条件である。この Y_2O_3 含有ガラスはバイレックスに比較して高い耐アルカリ性を示し, 一般の商業化されつつある ZrO_2 含有の耐アルカリ性ガラスに相当すると思われる。この耐アルカリ性試験の結果を図4に示す。これによりこの Y_2O_3 含有ガラスは高弾性率の耐アルカリガラスであることが明らかとなった。

ガラスには非化学量論的に種々の酸化物を取り込むことができ, 現在, 光通信用ガラス, 高出力レーザー用ガラス, 放射性排棄物固定化用ガラス, GRC用耐アルカリ性ガラスなど新しい機能を持ったガラスが数多く生み出されてきており, 今後, 更に高次の機能を持ったものが時代の要請と相まって開発されるであろう。このためにはガラス化を含めた地道な基礎研究が不可欠である。

— 外部発表 —

※ 投 稿

題 目	発 表 者	掲 載 誌 等
リン酸カルシウムから非化学量論性水酸アパタイトの湿式生成過程 AlN Film Containing Si Electronic Structure and Some Physical Properties of LaB ₆ and Other Metal Hexaborides	門間 英毅・金沢 孝文 上村揚一郎・岩田 稔 石沢 芳夫	窯業協会誌 86 2 34 (1978) J. Mater. Sci. 13 208 (1978) US-JAPAN SEMINAR Phys. Prop. of Rare Earth Magn. Semiconductors 192 (1977)
Keramische Oberflächen Zahntechnischer Legierungen	山口 成人・土屋 輝彦 西川 誠・長谷川安利 高橋絨一郎・白崎 信一 山村 博・掛川 一幸	Ber. Dt. Keram. Ges 54 5 151 (1977) Proc. of Ferroelectric Mater. and Their Appl. 281 (1977)
The Formation of Defect Lead Titanate Prepared by the Reaction between Pb ₄ SiO ₆ Glass and TiO ₂ 円柱形試料の一部にX線を照射した場合の回折X線の吸収補正因子 Lifetime Spectre of Positrons in (Ba _{1-1.5x} Gd _x □ _{0.5x})TiO ₃	島津 正司 津田 雅雄・白崎 信一 赤羽 隆・Troio Troev 千葉 利信	J. Phys. Soc. Japan 44 3 914 (1978)
MgOの仮焼及び焼結におけるハロゲンイオンの添加効果	池上 隆康・松田 伸 鈴木 弘茂 守吉 佑介・小松 和藏	窯業協会誌 86 3 97 (1978) 窯業協会誌 86 3 42 (1978)
A Method for Obtaining Surface Diffusion Coefficients from Initial Sintering Data 1 MV高分解能電子顕微鏡による結晶構造解析	堀内 繁雄	固体物理 13 2 119 (1978)

※ 口 頭

題 目	発 表 者	学・協会誌	発表日
コバルトからバイレックス迄の段つぎに用いるガラスの材質試験について	佐藤 晃・今野 重久	日本ガラス技術研究会	3月5日
仕事関数と表面耐熱構造材料としての窒化珪素焼結体	河合 七雄 猪股 吉三	大阪大学工学部 日本学術振興会第124委員会	3月6日 3月9日
Si ₃ N ₄ 結晶の低波数ラマン活性モード	葛 葉 隆・木島 弼倫 坂東 義雄	応用物理学会	3月27日
LaB ₆ (001)O ₂ 吸着面の角度分解型UPS	西谷 龍介・青野 正和 河合 高穂・坂内 英典 河合 七雄・中村 勝吉	応用物理学会	3月29日

LaB ₆ からのT-F放出電子のエネルギー分布	財満・鎮明・安達・洋 柴田幸男・七雄・田中 高穂	応用物理学会	3月29日
LaB ₆ —単結晶カソードを用いた大電流ビーム型電子銃	河合方・山崎・泰規 志野隆一・河合・七雄 青野中和・西谷・龍典	応用物理学会	3月29日
SmB ₆ (001)表面の組成(角度分解型XPS)	田合・高・森・泰 宮沢村正・七雄・道 北白鳥・靖人・森・道 進崎・健二・本間・茂 田崎・明・喜多・茂 小野田・義人・栗山・正 田村・脩蔵・南・不二 青野本・正和・津田・惟 三葉井・隆・江良・皓 石佐藤・敏彦・山岡・忠 赤福洋・一・田沼・信 石丸ミ・子・大貫・静 赤丸芳・夫・千貫・利 坂内史・典・進・隆 木内茂・行・津田・惟	応用物理学会	3月30日
CZ法によるYAG単結晶の固液界面の挙動		応用物理学会	3月30日
マグネタイトのME効果IV		日本物理学会	3月31日
La _{1-x} Sr _x VO ₃ のNMR II (La _{0.8} Ca _{0.2})MnO _{3+y} の磁気比熱		日本物理学会	3月31日
NbSe ₂ の光電子スペクトルの角度依存性		日本物理学会	3月31日
層構造hexBNのラマンスペクトルおよびその圧力依存性		日本物理学会	3月31日
1T-TaS ₂ の電気的性質		日本物理学会	3月31日
MnO中の陽電子消滅		日本物理学会	4月1日

★MEMO★

運営会議

4月10日、第70回運営会議が「昭和54年度重要事項について、研究の進歩状況(ダイヤモンド)について」の議題で開催された。

研究会

高圧力研究会(第17回)、3月7日、8日「高圧下のX線回折による格子定数測定」の議題で開催され、討論会が行われた。

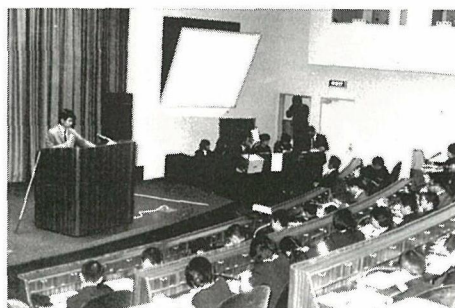
結合状態研究会(第10回)、3月16日、「YFe₂O₄の磁性」の議題で開催され、討論が行われた。

所内一般公開及び中学生のための科学セミナー

科学技術週間に伴い当研究所は、4月18日所内を一般に公開した。当日は周辺地域及び近郊都県から多数の見学者が来訪した。

更に、4月22日研究交流センターにおいて筑波研究学園都市六ヶ町村の中学校理科クラブ等の生徒を対象に開

催された「中学生のための科学セミナー」は、当所の佐藤洋一郎主任研究官が「ミクロの世界はどこまで見える」をテーマに講演したのをはじめ、科学技術庁筑波研究学園都市関係の各機関からそれぞれ講演が行われ、生徒から活発な質問を受けるなど盛況のうちに終了した。



中学生のための科学セミナー会場風景

最近の出版物

無機材質研究所論文集 第5集

学位授与

氏名	論文名	授与年月日	授与大学名	学位名
佐伯昌宣	二硫化チタンの化学輸送	昭和53年3月23日	京都大学	理学博士
木島弑倫	窒化珪素の合成に関する研究	昭和53年3月31日	東京工業大学	工学博士

発行日 昭和53年6月1日 第51号

編集・発行 科学技術庁 無機材質研究所
NATIONAL INSTITUTE FOR RESEARCHES IN INORGANIC MATERIALS
〒300-31 茨城県新治郡桜村並木1丁目1番
電話 0298-51-3351