

無機材研ニュース

第52号

昭和53年8月

ダイヤモンド結晶の育成

現在までに開発されているダイヤモンド単結晶を造る方法は高温高圧下で金属溶媒を用いる方法である。この方法では圧力5万気圧以上、温度1,300℃以上でかつダイヤモンド安定領域という条件で金属溶媒としてニッケル、コバルト、鉄等が用いられる。この方法には膜成長法と温度差法と呼ばれる二種類の方法があり、ここではその二種類の方法について概説する。

(1)膜成長法

図1は代表的なダイヤモンド合成溶媒であるニッケルと炭素の5.4万気圧における状態図である (Strong and Hanneman 1967)。Niとダイヤモンドの共融温度は1,667°K (1,394℃)であり、ダイヤモンドと黒鉛の平衡温度は1,728°K (1,455℃)である。膜成長法ではこの圧力下においては1,667°Kと1,728°Kとの間の温度でダイヤモンドは生成する。圧力が高くなれば共融温度及びダイヤモンド-黒鉛の平衡温度共に高くなるが、後者の方が急勾配で高くなるのでダイヤモンド生成温度域は広がる。図1のうち点線は炭素の準安定相の状態図である。(ダイヤモンド安定領域では黒鉛-Niの状態図ということになる。)黒鉛-Niの共融温度はダイヤモンド-Niのそれよりわずかに低い。また1,667°Kから1,728°Kの間ではNiに対して黒鉛の溶解度の方が、ダイヤモンドの溶解度よりもわずかに大きい。この溶解度差を利用して黒鉛をダイヤモンドに転換させるのが膜成長法である。図2(a)のように金属溶媒と原料黒鉛とを接触させておいて、共融点以上の温度にすると接触面での黒鉛は金属に飽和するまで溶け込む。ところが黒鉛の溶解度はダイヤモンドの溶解度よりも大きいため、黒鉛の飽和状態はダイヤモンドにとっては過飽和となるから、ダイヤモンドが析出する。結局、この金属中の溶解炭素は黒鉛にとっては未飽和であり、ダイヤモンドにとっては過飽和の状態となるから、黒鉛は次々に金属に溶解し、ダイヤモンドと

として析出する。図2(b)が実験後の試料構成の模式図である。金属溶媒の薄い膜(0.1mm以下)が黒鉛を食って後にダイヤモンドを吐出しながら黒鉛を侵食していったようにみえる。このように金属の薄い膜を介して黒鉛がダイヤモンドに変換することから膜成長法とよばれている。

この方法によって生成するダイヤモンドは温度、圧力、溶媒の種類等の諸条件の変化により異なった形態を示す。一般にダイヤモンド-黒鉛の平衡線から離れたダイヤモンド安定領域の奥深いところで生成したダイヤモンドは大きな過飽和からの析出のため核発生が多く、また成長速度も速いため独立した自形をもった単結晶は得られず、不規則な形をした単結晶の集塊となっている。完全な自形をもったダイヤモンドは、ダイヤモンド-黒鉛平衡線のごく近傍の狭い領域でのみ得られる。このため自形をもったきれいな形のダイヤモンドを得るには、温度、圧力(特に圧力)の微妙な制御が必要である。図3は当所で合成したダイヤモンドの一例である。(111)面及び(100)面からなる6-8面体と呼ばれる形をしている。(100)面は天然ダイヤモンドにはみられず人工ダイヤモンドに

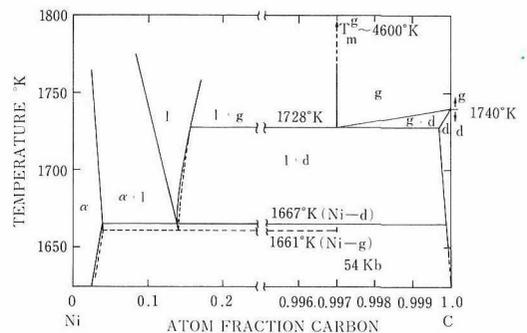


図1 ニッケル-炭素の5.4kbにおける状態図

特徴的にあらわれる。その他、まれに(110),(311)面もみられることがある。色は無色、黄緑色、黒色などさまざまであるが、大部分の結晶に黒鉛あるいは金属溶媒と思われる黒い包有物がある。この黒い包有物は結晶の中心から放射状に〈110〉や〈100〉の方向に集中していることが多い。この膜成長法によって生成するダイヤモンドのサイズは大部分0.5mm以下である。合成時間は5分もあれば充分なので現在砥粒用として工業的に大量生産されている。しかしながら膜成長法では長時間かけても1mmを越えることはなく大型結晶を造る方法としては不適である。大型結晶を造るには次の温度差法が用いられる。

(2)温度差法

図1, ニッケル-炭素の状態図からわかるようにダイヤモンドの金属溶媒に対する溶解度は共融点以上で温度の上昇と共に増加する。この温度の違いにより溶解度差が生じる性質を利用してダイヤモンドを成長させる方法が温度差法と呼ばれるものである。この方法では図4のような試料構成にする。金属溶媒の上側と下側に温度差 ΔT をつけると高温側での溶解炭素の飽和濃度は低温側では過飽和となる。したがって高温側で溶解した炭素は低温側でダイヤモンドとして析出する。実際、図4のように高温側に原料となるくずダイヤをおき、低温側に種結晶をおくと、くずダイヤは溶け種結晶が成長する。この温度差法によるダイヤモンドの育成条件は米国のGE社の特許によれば、温度1,350℃~1,430℃, 圧力5.5~5.7万気圧, 温度差20~30℃が適当とされている。この条件で種結晶上に新しいダイヤモンドは一時間に約1mg成長し、時間と共に大きくなる。GE社では一週間かけて5

mm程度(約1カラット)の結晶を得ている。この結晶は包有物はなく透明で宝石級の品質をもつものである。不純物を適度にコントロールして無色のものや黄色、青色の結晶も得られている。

当所では最近、この温度差法による結晶育成実験を始めたばかりであるが、現在まで約2mmの結晶が得られている(写真5)。この写真で小さい方は1.5mmである。双方とも(111)面の大きく発達した結晶で、他に(311),(110)面もみられる。結晶表面は結晶成長時、温度冷却時の状況を反映した複雑な構造を示している。色は無色であるが、包有物を含み、また埋め残しの空洞やクラックがあるため不透明で黒くみえる。このような点でまだ良質の結晶ができたとはいえない。今後、高品質の結晶を得るために次の諸点を検討する予定である。

- (1)最適の温度, 圧力, 温度分布を求め, これらの条件を長時間, 安定して維持すること。
- (2)適当な金属溶媒を選ぶこと。
- (3)結晶が種結晶上にもみ成長して他の場所に核発生がおきないようにすること。
- (4)種結晶が逆に金属溶媒に溶解して消失しないようにすること。

これらの問題点を解決すれば、高品質の結晶が再現性よく得られると思われる。結晶の大型化に関しては、現在使用中の25φベルト型装置では高压容器のサイズからみて、最大3mm程度の結晶が限界と思われる。更に大型の結晶を得るためには、より大きな高压発生容器の開発が必要である。

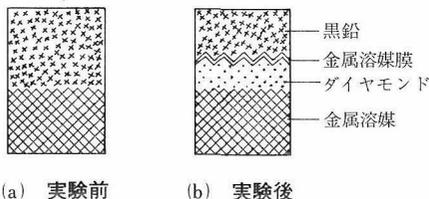


図2 膜成長法の試料構成模式図

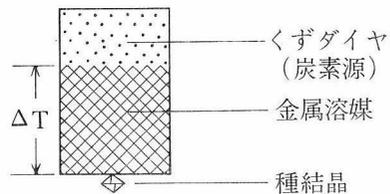


図4 温度差法の試料構成模式図

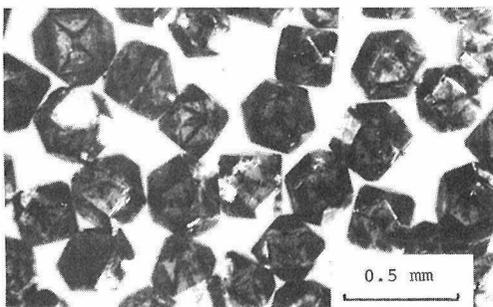


図3 膜成長法による合成ダイヤモンド

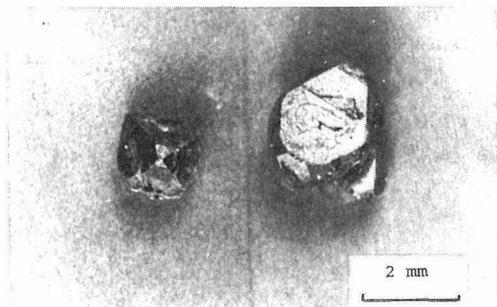


図5 温度差法による合成ダイヤモンド

チョクラルスキー法による

酸化物単結晶の自動育成

チョクラルスキー法(Cz法)は融液から結晶を回転しながら引上げるので、回転引上げ法とも呼ばれている。もともと、低融点金属やイオン結晶の単結晶育成に用いられてきた方法であるが、1950年代に、ゲルマニウムやけい素の半導体結晶の育成に応用されて以来、にわかに脚光をあびるようになった。特にDashが、現在Dash neckと呼ばれる方法で、無転位の超高純度結晶をつくることに成功したのは画期的な成果であった。以後、半導体工業の急速な進展に伴い、より大型、より完全な結晶を安価に提供する、という方向でCz法の技術は進展してきている。現在では直径10cmのSi単結晶が量産されて、12.5cm径のものが実用化されようとしている。また、省力化、再現性の向上を図るための直径自動制御技術も完成されている。

このような技術の発展の陰には、炉の設計法、ろつぼの形状、大きさ、加熱方法、引上速度、結晶回転速度、結晶育成方位等について、綿密な注意が払われてきた。

Cz法が酸化物単結晶育成法として、工業的に利用され始めたのは1960年代前半で、主としてレーザー用に使用された。この目的に用いられた結晶としては、 CaWO_4 、 CaMO_4 、 $\text{Cr}:\text{Al}_2\text{O}_3$ (ルビー)、 $\text{Nd}:\text{YAG}$ 等がある。1970年の初めになって、酸化物の主要な用途は光学材料から新しい用途に移行し始めた。この新しい用途は電子工業の発展によって生じたもので、種々の電子デバイスの基板(Substrate)材料としてである。こうした用途に用いるには、結晶を安価に提供することが重要で、より大型の単結晶を経済的に育成することが要求されるようになった。これは、半導体結晶の場合と全く変るところがない。当然の結果として酸化物単結晶の育成においても、近年、国内外において、直径自動制御の実用化が活発になっている。

結晶引上げの自動化の一つの方式としては、以前から行われている、経験的に適当な育成条件を求めて、それに基づいて育成パラメータをプログラム化するオープンループ制御がある。これに対して、クローズド・ループ制御の一つの例として、1967年にIBMが開発したADC法がある。これは輻射温度計によりfusion ringの温度変動をとらえて、コンピュータにより育成パラメータを制御する方式である。このADC法には、今までにいろいろな方式が発表されてきたが、これらは大きく分けて次の二つのいずれかの原理に基づいている。

(1) 重量法(結晶重量法、又は、融液重量法)

(2) 光学法(直径変化を直接観察する方法)

この二つの方法の中では、(1)の重量法が酸化物単結晶育成には最も多く用いられている。この重量法には引上げ中の結晶の重量を直接測定する方法と、逆に融液の重量の減少を測定する二つの方法がある。そして、この結晶の重量増加率が一定になるように融液の温度を制御することにより、一定直径の結晶が育成できる。もう一つの光学的方法は、結晶成長中の固液界面近くの結晶の直径を、光学的に検知して、一定直径になるように融液の温度を調節する方法で、IBM方式はこれの変形である。

酸化物単結晶のCz法による育成の歴史的背景は大略以上のものであり、実用的にはほぼ確立した技術となっている。当研究所でも1974年頃からCz法による酸化物単結晶育成の研究が開始されたが、このような状況下において、ただいたずらに結晶育成メーカーの後を追うのではなく、むしろ結晶成長の基礎的な面の研究を行うのが良いと思われた。古来、単結晶育成は、熟練した結晶育成技術者の経験と勘に頼る、いわゆる名人芸的な部分が大い仕事であったため、「結晶育成はArtである」という声をよく耳にする。しかし、近年になって結晶成長研究者や結晶育成技術者等によって、融液からの結晶成長機構を理解して、良質の結晶を再現性よく育成する条件を決定しようという研究がなされつつある。これはとりも直さず、結晶成長を科学の分野にもっていこうとする動きである。

こうした方向に沿って研究を進めるに当たって重要なことの一つは、結晶成長に影響を及ぼす育成パラメータをとらえて、これ等の時間的変化を記録して、得られた結晶の綿密な評価と照合して、育成条件と結晶の品質との間の相関関係を明らかにすることである。これを実行す

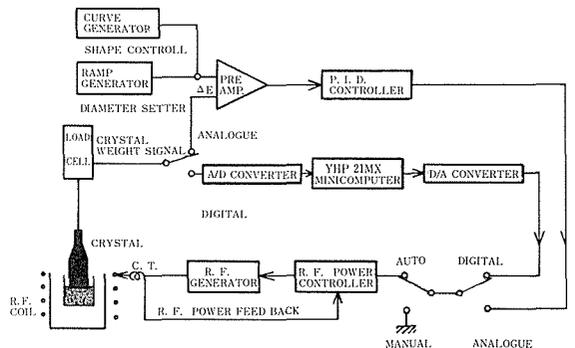


図1 酸化物単結晶育成引上装置のブロック図

るには、データ集録装置を備えることと、必要なキャラクター化技術の確立である。次に、再現性の良い結晶を得るためには、やはり名人芸的な部分を無くさねばならない。したがって、自動育成法がどうしても必要となってくる。これは工業的生産のうえで、ローコストを目的としてきた今までの自動化とは異なり、基礎的データを集積するうえで、再現性を向上させるために必要となった自動化であって、あくまでも結晶成長過程の解明を目的としている。こうした目的を実現させるために汎用ミニコンを用いた酸化物単結晶引上用データ集録自動制御装置の試作を行った。直径自動制御方式は、結晶重量測定方式を採用した。この方式を採用した理由は、酸化物単結晶の場合、一般に高融点のものが多く、保温を良くするために、るつぼの回りは耐火材で覆われるので、光学方式の採用は難点があるためである。結晶重量方式は融液重量法に比べて次のような利点がある。(1)結晶重量を直接測定するので、余分な風袋がないため感度が高い。(2)高周波浮揚力を考慮する必要がない。(3)炉体を浮かす必要がない。一方欠点は、結晶を回転しながらその重量を測定するので構造が複雑となり、回転雑音の混入と遠心力により見掛けの重量が変化する、等がある。一般的にいえば、大型結晶では、結晶重量法が有利とされている。

結晶重量測定には通常の酸化物引上装置を改造して、高感度(感度0.01gr)の半導体ロードセルを取りつけた。結晶直径の制御は、高周波発振機の出力を変化させることにより融液の温度を上下させて行う。装置全体のブロック図を図1に示す。この装置の特徴は、手動、自動の切替、またアナログ制御方式、デジタル制御方式の切替、等が簡単に行えることにある。現在はコンピュータで制御できるパラメータは発振機の出力だけであるが、将来は、回転数、引上速度、ワークコイルの位置、雰囲気ガスの流量、等の制御も計画中である。これにより、結晶育成中に、固液界面近傍の温度と液中の温度勾配を

可変することがある程度可能になる。最初にこの装置を用いて育成した結晶はニオブ酸リチウムである。この結晶は手動で引上げるときには、直径の制御が比較的難しい結晶であるが、直径自動制御法を採用したことにより、容易に育成できた。図2に育成結晶の一例を示す。引上軸はC軸である。次にイットリウム・アルミニウム・ガーネット(YAG)を育成した。この結晶は融点が高く(1,960℃)白金るつぼが使えないので、直径50mm、高さ50mmのイリジウムるつぼを用いた。引上軸は〈100〉、〈110〉、〈111〉、〈211〉等を試み、更にCr, Fe, Nd, Ni, Co等の不純物を添加した結晶も育成した。図3に、育成結晶の一例を示す。写真の結晶の底部には、気泡が入っているが、これは融液の残料が極めて少なくなったためである。

このように直径自動制御法による、結晶の自動育成は種付け後の肩出しから、直胴部においては、アナログ方式でも、デジタル方式でも比較的簡単に実現可能である。この両方式ともに従来から良く使用されているPID方式のフィード・バック制御を行っている。この方式は簡単であるので広く用いられているが、結晶育成過程のような複雑な過程ではあまり良い方法とは考えられない。この育成系においては、むだ時間、時定数ともに数分のオーダーであり、しかも時間と共に変化するので、安定な最適制御は困難になることもある。したがってこの方式で良い結晶を育成するには比例ゲインを小さめに設定して、直径の緩やかな変動を許容し、発振機出力変動を極力抑えることである。現在、新しい制御方式を試行しようとしている。これは統計的推測理論に基づく、ダイナミック・プログラミングによる最適制御方式で、これによりミニ・コンピュータの利点を充分生かせると考えている。

最後に、結晶成長過程の解明には、結晶の評価(キャラクター化)が非常に重要で、その結果の育成へのフィード・バックが不可欠である。



図2 ニオブ酸リチウム (LiNbO_3) の単結晶

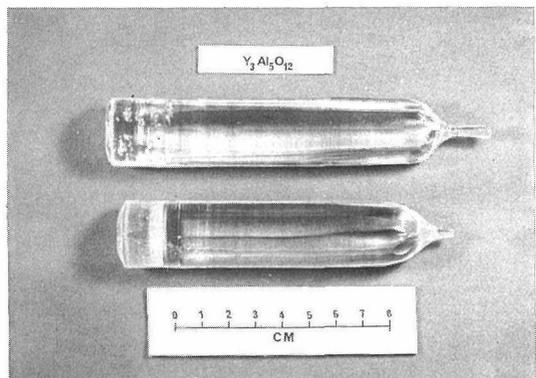


図3 イットリウムアルミニウムガーネットの単結晶

SIALONの偽多形

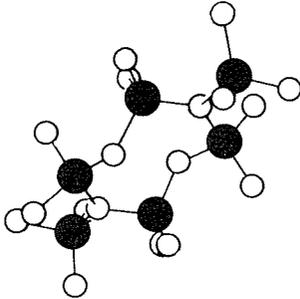


図1 β型窒化けい素

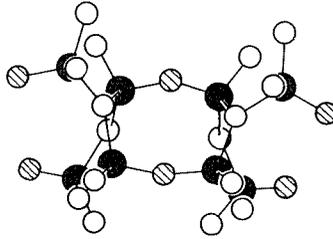


図2 酸窒化けい素

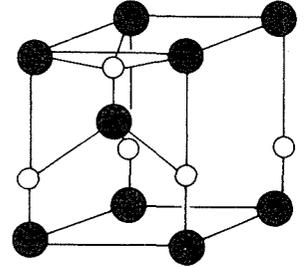


図3 窒化アルミニウム

強い耐熱衝撃性と小さい熱膨脹率などの優れた耐熱特性をもつニューセラミックスとして、最近盛んに研究されているものにNitrogen Ceramicsと称される耐熱工業材料の分野がある。AlN, Si₃N₄, 及びこれらから派生する複合材料がそれであって、中でも特にSi₃N₄-SiO₂-Al₂O₃-AlN系の組成からなる複合材料を略してSIALONと称する。これは上記の化学組成中のSi, Al, O, Nの四元素記号をまとめて簡略化した呼び名である。

ところでNitrogen Ceramicsの基本構造は、珪酸塩鉱物のそれと良く似ていて、珪酸塩のSiO₄四面体の代りに(Si, Al)(O, N)₄四面体が、一次元、二次元、三次元に連結する構造となっている。例えば図1には、β型窒化けい素(β-Si₃N₄)の結晶構造が示されている。黒丸のSi原子は4個の白丸のN原子に囲まれてSiN₄四面体を作り、各N原子は3個のSi原子と結合し、SiN₄四面体が三次元に連結してその結晶構造を組み立てている。図2には酸窒化けい素(Si₂N₂O)の結晶構造が示されている。この場合、斜線で示した原子は酸素であり、SiN₄四面体の中の1個のN原子が1個の酸素によって置換されたSi(O, N)₄四面体の層構造を成している。そしてSi-O-Si結合によって、これらの層が互いに平行に連結されている。図3は窒化アルミニウム(AlN)の構造であり、黒丸がAl原子、白丸がN原子を表わしている。この場合はAlN₄四面体が三次元に連結してその結晶構造を組み立てている。

AlN系Sialonの場合、AlNのウルツ鉱型構造を基本として、その一部分のAl原子がSi原子によって置換され、それにより生じる電氣的不均衡を取り除くため一部のN原子が酸素原子によって置換されるという現象が起こってくる。この場合、Al \rightleftharpoons Si, N \rightleftharpoons Oの置換量に応じて結晶軸a, b方向での変化はほとんどないが、c軸方向の周期においては種々異なった相が現われてくる。これらc

M/X	type	a	c	c/n
4/5	8 H	2.988	23.02	2.88
5/6	15 R	3.010	41.81	2.79
6/7	12 H	3.029	32.91	2.74
7/8	21 R	3.048	57.19	2.72
9/10	27 R	3.059	71.98	2.67
> 9/10	2 H ^g	3.079	5.30	2.65
1/1	2 H	3.114	4.986	2.49

図4 AlN系Sialonに現われた偽多形の格子定数

軸方向に種々異なった値をもって現われる各相はRamsdellの記号で8 H, 15 R, 12 H, 21 R, 27 Rと表記することができ、それぞれの格子定数の値は図4に示されたとおりである。この表におけるM/Xという値は金属原子(M)対非金属原子(X)の比率であり、(Al, Si) / (N, O)の値に相当する。c/nというのは、c軸方向の平均化された単位層間隔を表わしている。また、これらの各相の存在し得る化学組成上の領域は図6に示されている。純粹のAlNはMX層(つまりAlN層)のみからなり、それがc軸方向に重なり合ってウルツ鉱型構造をなしている。したがってこの場合、M/Xの比率は1/1である。次に、このAlNの9層の内から一層だけがMX₂層によって置換されたとすると、M/X比率は9/10なる。これが27R型と称される相である。このように順次MX層中の一部分をMX₂層によって置換してゆくと、その置換量に応じてM/Xの値が非連続的に変化し、1/1, 9/10, 7/8, 6/7, 5/6, 4/5の値を取り、それぞれAlN, 27R, 21R, 12H, 15R, 8H型の各相を形成する。この現象はSiCとかZnSなどに見られるところの単一種類の積層の積み重ねにより生じる多形現象(polytypism)に類似しているところから、先行研究者によりSialonにおけるポリタイプの出現と解釈された。しかしながら、SiCなどの単一

種類の層構造によって生じる多形の場合には、積層数 n が変化してもその化学組成はどのポリタイプについても一定であるはずである。しかるにこの AlN 系 Sialon の場合には図 4 にても明らかにように、M/X の値つまり組成比が積層数の変化に応じて変っている。したがって厳密な意味では、この AlN 系 Sialon に現われる各相はポリタイプではなくて、偽ポリタイプ (pseudo polytype) 又は混合層構造 (mixed layer structure) と称した方が正しい呼び名である。

さて、ここで AlN 系 Sialon の MX 層及び MX₂ 層の積み重ねの可能な方法について以下に略述する。AlN はその全ての原子が 0, 0, Z; 2/3, 1/3, Z 又は 1/3, 2/3, Z の軸上に存在する。そしてこれらの軸上の位置をそれぞれ A, B, C と表示する。AlN を AlN₄ 四面体の積み重ね構造と見なすとき、この四面体の中心に Al 原子がくる。そしてその真上の $3/4 \times \frac{c}{n} A$ のところに (ここで C は結晶単位胞の c 軸の長さ、n はその積層数を示す) 必ず N 原子が存在するので、金属原子 (M) の位置を大文字の A, B, C, で表わし、その真上 (又は真下) にくる非金属原子 (X) の位置を a, b, c で表示する。これによって AlN 系 Sialon に現われる偽ポリタイプの原子の位置を簡便に表示することが可能となる。例えば、6H 型について可能な積層構造を示すならば図 5(1), (2), (3) の三通りのモデルが考えられる。

ここでアンダーラインを引いたところは閃亜鉛鉱型に

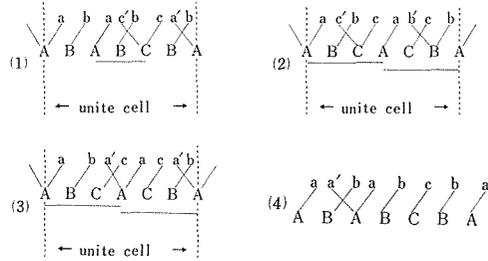


図5 6H型積層構造の例

原子が積層したところである。また $\overset{a}{\setminus}A\overset{a}{/}$ と記されているのは、AlN 系 Sialon の部分的に入る MX₂ 層のことを表示したもので、a は M の真上に入った X 原子、a' は真下にくる X 原子を示している。この表記法に従うと、どの位置の MX 層が MX₂ 層によって置換が可能であるかということが一見して判別できる。具体例で説明すると、図 5(1) のモデルの場合、M 原子が C の場合に MX₂ 層が置換しているが、もし M 原子の A のところの MX 層を MX₂ 層で置換すると図 5(4) のようになる。

つまり非金属原子 X の積層構造の中に a a' で示されたような同じ位置のものが連続することになる。これは積層構造上許されない位置であり、したがって図 5(4) のようなモデルでは、A の位置に MX₂ 層が置換できないことがわかる。このようにして Sialon 偽多形の積層構造を予測することも可能となる。

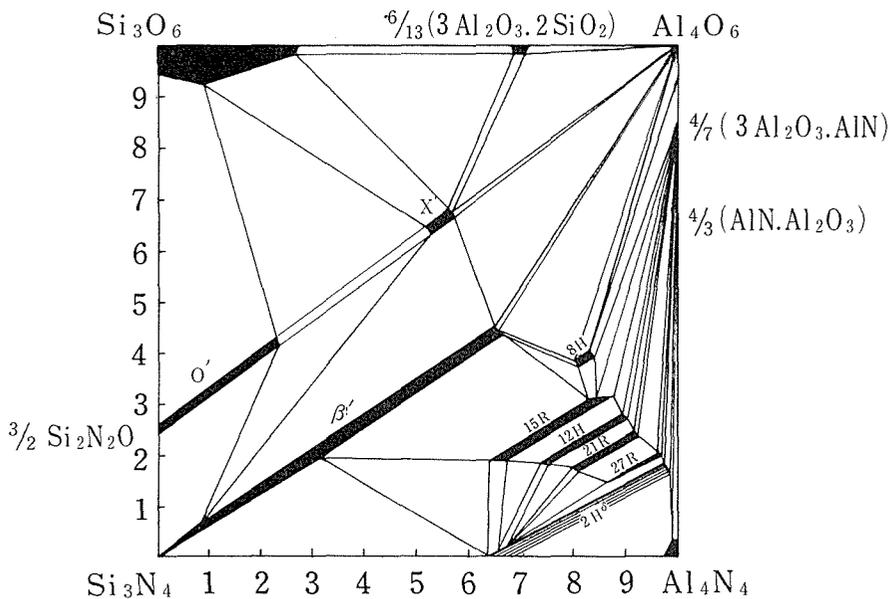


図6 Si₃N₄-AlN-Al₂O₃-SiO₂ 系の相平衡関係図

— 外部発表 —

※ 投 稿

題 目	発 表 者	掲 載 誌 等
Hot-pressing of the AlN-Al ₂ O ₃ System 酸素分圧を制御して測定する熱天秤の製作 Thermodynamic Properties of Fe-Lanthanoid-O Compounds at High Temperatures 新型アルミナ白金触媒の製造法	酒井 利和 田村 脩蔵 桂 敬・関根利守・北山 憲三・杉原忠・君塚昇 山口 成人	窯業協会誌 86 3 125 (1978) 固体物理 13 2 105 (1978) J. Solid State Chem. 23 43 (1978) 石油と石油化学 21 13 70 (1977)
Tribophysical Preparation of Al ₂ O ₃ -Pt-Pd Catalyst Growth and Properties of Strontium Cobaltate Single Crystals Studies on CaScAlSiO ₆ -pyroxene	山口 成人 武居 文彦・織田 仁 渡辺 浩・進藤 勇 大橋 晴夫	J. Catal. 50 541 (1977) J. Mater. Sci. 13 519 (1978)
AlNの焼結と熱伝導率に及ぼす不純物酸素の効果	酒井 利和・栗山 正明 犬飼内隆・木島 剛 繁雄・松井 良夫 板東義雄・松井 慎 松井 功 貞治	J. Electron Microsc. 27 1 39 (1978)
A High Voltage Electron Microscope Constructed for Observing High-Resolution Crystal Structure Images	酒井 利和・栗山 正明 犬飼内隆・木島 剛 繁雄・松井 良夫 板東義雄・松井 慎 松井 功 貞治	J. Electron Microsc. 27 1 39 (1978)
Nuclear Magnetic Resonance of ¹¹ B in CrB ₂	酒井 利和・栗山 正明 犬飼内隆・木島 剛 繁雄・松井 良夫 板東義雄・松井 慎 松井 功 貞治	Solid State Commun. 26 2 87 (1978)

※ 口 頭

題 目	発 表 者	学 ・ 協 会 誌	発表日
La _{0.8} Ca _{0.2} MnO _{3+y} の電気伝導	田中 順三・田村 脩蔵 月正 至	日本物理学会	4月1日
ReO ₃ 中の陽電子消滅Ⅱ	千葉 利信・赤羽 隆史 津田 惟雄	日本物理学会	4月1日
Ba□TiO ₃ 中の陽電子の寿命	津田 惟雄・赤羽 隆史 白崎 信二・千葉 利信	日本物理学会	4月1日
Xα-SW 法による吸着原子の電子状態 マグネシウムを含む酸化亜鉛の酸素自己拡散係数	白崎 信二・津田 惟雄 白崎 信一・守吉 佑介 林 房司・土松 敬	日本物理学会 日本化学会	4月1日 4月1日
Nb ₂ O ₅ -WO ₃ 系化合物における短距離規則度の高分解能 電顕像	橋本 繁雄・村松 国孝 堀内 良夫・板東 義雄 松井 幸二・坂口 幸浩 関川 喜 浩	日本物理学会	4月2日
Lu ₂ Fe ₃ O ₇ の磁性	杉原 正紀・桂 高士 原部 孝文・梅垣 高毅 阿金 英毅・内山 高毅 石沢 英典・田中 高毅	日本物理学会 日本化学会	4月2日 4月2日
α-リソ酸カルシウムの水和反応過程	門間 英典・河合 正明 石坂 英典・栗山 正明 坂内 本一・石井 紀彦 吉本 次一郎・石沢 芳夫 河合 英七・藤田 敏三	日本物理学会	4月3日 4月3日
LaB ₆ の低温に於ける強磁場磁気抵抗Ⅱ	吉本 次一郎・石井 紀彦 河合 英七・藤田 敏三	日本物理学会	4月3日
LaB ₆ の比熱	吉本 次一郎・石井 紀彦 河合 英七・藤田 敏三	日本物理学会	4月3日
トリジマイトの変調構造 電子線照射した鉄の陽電子寿命に及ぼす炭素の影響	山本 昭二・貫井 昭彦 藏元 英一・北島 一徳 千葉 利信・津田 惟雄 大坂 敏明・畑野 幸一 和田 健二・坂口 幸助 白崎 信一・松田 伸一 守吉 佑介・羽田 肇	日本物理学会 日本金属学会	4月3日 4月4日
島状アルミニウム上での酸化物成長	牧島 亮 圭 水島 式備 若野 睦夫・小谷 和夫 下平 高次郎	窯業協会 窯業協会	5月9日 5月10日
Structure Sensitive oxygen diffusion in Polycrystalline MgO	守吉 佑介・白崎 信一 牧島 亮 圭 若野 睦夫・小谷 和夫 下平 高次郎	U. S. A セラミック協会 80年会	5月9日
シリコンイミド化合物の加熱分解 低温合成ZrO ₂ -Al ₂ O ₃ -SiO ₂ 系非晶質体の耐アルカリ性	守吉 佑介・白崎 信一 牧島 亮 圭 若野 睦夫・小谷 和夫 下平 高次郎	窯業協会 窯業協会	5月9日 5月10日
焼結 — 技術と理論 — ZnO のエッチング像とその加熱変化	守吉 佑介・白崎 信一 堤 正幸・進藤 勇一 池上 隆康・松田 伸一 白崎 信一	窯業協会 U. S. A. マサチューセツ 工科大学	5月10日 5月17日
BeO 粉末の焼結過程における形状変化の直接観察 N. I. R. I. M における研究の現状	酒井 利和 白崎 信一	窯業協会 U. S. A. マサチューセツ 工科大学	5月18日 5月24日
AlN-Al ₂ O ₃ 系焼結体の強度 Oxygen Diffusion characteristics of Metal Oxides Systems Doped and Undoped MgO における転位	守吉 佑介 白崎 信一	窯業協会 U. S. A. カリフォルニア 大学ロサンゼルス校	5月26日 5月30日
A Recent Development in Basic Science of Polycrystalline Oxides 能本産 Tridymite の加熱変化 酸素-プロパン小型トーチを搭載した高温プリセッション カメラ	貫井 昭彦・中沢 弘基 井上 善三郎・猪股 吉三 末野重穂・C. T. Prewitt 中沢 弘基・福長 脩 山岡 信夫	日本鉱物学会 日本鉱物学会	6月6日 6月6日
In-SiTu の観測を目的としたX線回折システム	中沢 弘基・福長 脩 山岡 信夫	日本鉱物学会	6月6日
ルチル単結晶の晶相変化 (Ⅲ)	藤本 良規・大塚 芳郎	日本鉱物学会	6月8日

★ M E M O ★

運 営 会 議

5月22日、第71回運営会議が「長期計画について」の議題で開催された。

研 究 会

炭化ジルコニウム研究会（第1回）、5月9日、「高輝度電子源と表面物性について」の議題で開催され、討論が行われた。

不定比化合物研究会（第22回）、5月11日、「欧米における化学輸送法の研究の現状について」の議題で開催され、討論が行われた。

結合状態研究会（第11回）、5月12日、13日、「YFO₂O₄の中性子回折について」の議題で開催され、討論が行われた。

結合状態研究会（第12回）、5月18日、19日、「酸化物の触媒作用について」の議題で開催され、討論が行われた。

不定比化合物研究会（第23回）、5月29日、「最近の高分解能電子顕微鏡による研究について」の議題で開催され、討論が行われた。

ガラス状態研究会（第16回）、5月29日、「ガラスの材料設計について」の議題で開催され、討論が行われた。

高圧力研究会（第18回）、6月19日、「偏光顕微鏡の応用について」の議題で開催され、討論が行われた。

高圧力研究会（第19回）、6月23日、「ABO₃のガラス状態と高圧物性について」の議題で開催され、討論が行われた。

行われた。

ガラス状態研究会（第17回）、6月29日、「遷移金属酸化物含有リン酸塩ガラスの電気的性質について」の議題で開催され、討論が行われた。

海 外 出 張

第1研究グループ総合研究官、白崎信一は、日韓科学技術交流の一環として、電子セラミックス材料の共同研究打合せのため、昭和53年4月9日から12日まで韓国へ出張した。更に、第80回米国セラミック協会年会出席及び米国における無機材料に関する研究状況調査のため、昭和53年5月4日から6月2日までアメリカへ出張した。

第4研究グループ主任研究官、堀内繁雄は、第9回電子顕微鏡国際会議出席及びアメリカにおける無機材質に関する研究状況調査のため、昭和53年7月31日から8月20日までの予定で、カナダとアメリカへ出張した。

第10研究グループ総合研究官、島津正司は、第11回国際結晶会議出席及びイギリスにおける無機材質に関する研究状況調査のため、昭和53年7月31日から8月21日までの予定で、ポーランドとイギリスへ出張した。

来 訪

6月6日、韓国工業試験院無機化学部長Dong Seon Kim 機械金属部長Hae Gill Kimの両氏が来方して所内を見学した

表 彰

表彰者名	表 彰 名	表 彰 の 内 容	表 彰 年 月 日
堀内 繁雄	科学技術庁長官 業績表彰	電子顕微鏡の超高電圧加速による高分解能化の研究に従事し、高分解能超高電圧電子顕微鏡による各種無機化合物の構造解析に多大の貢献をした	昭和53年5月19日
河合 七雄 田中 高穂	科学技術庁長官 業績表彰	ホウ化ランタン育成単結晶を用いた熱電子放射陰極の研究に従事し、単結晶熱陰極の開発を行うことにより、高輝度電子銃材料の進展に多大の貢献をした	昭和53年5月19日

発行日
編集・発行

昭和53年8月1日 第52号
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