二、三の金属イオンを含む硫酸アルミニウム より生成したアルミナの焼結性

伊賀武雄・加藤修三

(名古屋工業技術試験所)

Sintering Characteristics of Thermally Decomposed Alumina Prepared from Aluminum Sulfates Containing Some Metallic Ions

By

Takeo IGA and Shuzo KATO

(Government Industrial Research Institute, Nagoya)

The sintering of the α -alumina powder derived from aluminum sulfates which were precipitated from the solution containing 0.01 and 1 mol% of sulfates of Sn, Mn, Ti and Cu was studied. The sinterability of these samples decreased in the following order;

$\text{Sn} > \text{Mn} > \text{Ti} > \text{Cu} > \text{free from additives}$.

The sinterability was little affected by the amounts of additive. By the SEM and porosimetry, it was proved that the differences in the sinterability of these powders were attributed to the differences in the structure of the green compacts. The powder compacts containing hard secondary particles have typical double structure which consists of small pores in a secondary particle and large pores between secondary particles.

The samples with Cu and no additives had such a double structure, and showed a low sintered density. Such welldefined double structure was not observed in the compact of the powder containing Sn, which showed a higher sintered density. The formation of hard secondary particles can be ascribed to the strong bond of inner-particles. The bond strength may be affected by the following two factors; nucleation rate of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation and the degree of interruption of contact between particles by the adhesion of additives on the particle surface.

[Received July 22, 1974]

1. ま え が き

粉体の焼結性が母塩あるいは処理条件によって影響を受けることはよく知られている¹⁾。粉体がいろいろな履歴を経ることにより、具体的に粉体のどの性質が変化し、ひいては焼結性に影響するかは興味がある。

筆者らは、硫酸アルミニウムの熱分解によって得られるアルミナの焼結に関する一連の実験の中で、硫酸アルミニウムのロットが異なると著しく焼結性の異なるアルミナが得られることを見出した。すなわち、原料母塩にはすでに焼結性を变化させる因子が含まれていることになる。そこで、そのような因子として考えられるもののうち、次の二つの因子について焼結性との関係を検討した。その一つは硫酸アルミニウム析出時の母液の濃度の相違によって引き起こされる因子であり、その結果は前報²⁾で報告した。

本報告では、他の因子である不純物と焼結性との関係を取りあげた。不純物を添加した硫酸アルミニウムの熱

分解によって得たアルミナを焼結させ、焼結が粉体のどの特性と関連しているかを調べ、その特性と不純物との関係を推定した。

添加不純物として、Cu, Mn, Ti, Sn の硫酸塩を選んだ。その理由は、市販の硫酸アルミニウムから得られたアルミナのうち、著しく焼結性の異なる試料の分光分析によって、これらの不純物の含有量に差が認められたからである。

2. 実験方法

2.1 試料の調製

不純物は硫酸アルミニウムに均一に含まれていることが望ましいので、溶液混合法により添加した。

原料硫酸アルミニウムは大明化学製高純度硫酸アルミニウムを使用し、添加不純物は Sn, Ti, Cu, Mn の硫酸塩（試薬特級）を使用した。90 g の硫酸アルミニウムに蒸留水 70 ml を加え、加温、溶解、汙過し、その熱溶液

にあらかじめ用意した不純物溶液 10 ml を加え、放冷して硫酸アルミニウムの結晶を析出させ、吸引濾過した。析出温度は約 20°C で析出量は約 20 g であった。不純物溶液はその 10 ml を加えることにより、90 g の硫酸アルミニウムに対し、溶液中で 0.01 mol%, 1 mol% になるように調製した。Ti および Sn の硫酸塩の水溶液は加水分解し、特に稀薄溶液においてその傾向が著しいため、添加直前に濃厚溶液から希釈、使用した。濾別した硫酸アルミニウムの結晶は約 2 週間風乾したのち、1000°C で分解して γ -アルミナとした。それを 42 メッシュの篩に通し、1300°C で 1 時間煅焼して α -アルミナとした。

上記のようにして得たアルミナに 5% のポリエチレングリコールを加え、材料試験機を用い加圧速度を一定にして、1 t/cm² の圧力で径 12 mm ϕ 、厚さ約 3 mm のペレットを作った。成形後、バインダーを除くため、1000°C で煅焼した。焼成にはシリコニット炉を用い、空气中で所定の温度に 1 時間保持した。焼結体の嵩密度は、寸法と重量から算出した。

他に添加物を加えないものを対照試料とするため、上記と同様に処理した。

2.2 化学分析

この実験で採用した添加方法では、 α -アルミナ中の添加物の実含有量が溶液への添加量から期待される量にくらべ、減少していることが考えられるので、 α -アルミナの化学分析を行った。Cu は原子吸光法により、Mn は蛍光分析、Sn は分光分析により、それぞれ測定した。なお、Ti の分析値は再現性よく得ることができなかったためデータから除外した。

2.3 SEM 観察および DTA

粉体、圧粉成形体および焼成体の SEM 観察を行った。粉体は「ふりかけ法」により観察試料を作成した。圧粉体および焼成体は内部を観察するため、それぞれ紙やすり、ダイヤモンド砥石を用いて表面から約 1 mm すり落し、観察試料とした。

各添加物の転移におよぼす影響を知る目的で γ -アルミナの DTA を理学電機製卓上型示差熱天秤を用いて測定した。この装置はマイクロ DTA 測定用である。昇温速度は 10°C/min であった。

2.4 気孔径分布

未焼成圧粉体の内部組織は SEM で観察したが、観察試料の作製のしかたによる影響とか、観察が局部に限られるなどの不都合な点もあるので、気孔径分布の測定を行い、微構造についての情報をより確かなものにした。

気孔径分布は水銀圧入式ポロシメーターで測定した。気孔径の算出にあたっては気孔の形状と接触角（水銀と試料の間の）に仮定があるので、気孔径は相対的な値として考えるのが妥当と思われる。

3. 実験結果と考察

表-1 に各添加試料の添加量、分析値、生密度、各温度における焼成密度を示す。以下、添加物実含有率、生密度、焼成密度の各項目については、表-1 にそって述べる。

Table 1. Chemical analysis and bulk densities of each sample.

Additives	Amounts of addition (mol%)	Contents (mol%)	Green density	Sintered density		
				1500°C	1600°C	1700°C
Sn	{ 0.01	<0.01	1.55	3.13	3.52	3.67
	{ 1.00	0.5	1.76	3.51	3.65	3.68
Mn	{ 0.01	0.004	1.55	2.86	3.24	3.47
	{ 1.00	0.09	1.58	2.88	3.25	3.45
Ti	{ 0.01	—	1.56	2.63	3.10	3.35
	{ 1.00	—	1.58	2.62	3.10	3.32
Cu	{ 0.01	0.002	1.55	2.16	2.53	2.91
	{ 1.00	0.02	1.61	2.16	2.46	2.82
no add.	—	*	1.49	1.90	2.18	2.59

* Chemical analysis of no add. ; Cu 0.001, Mn 0.002, Sn <0.01

3.1 実含有率について

表-1 の Sn の分析値中、Sn の 0.01 mol% 添加試料と無添加試料とは同じ表示になっているが、線強度は添加試料の方が強い。

Cu と Mn は添加量にくらべ、含有量が非常に少ない。どちらの硫酸塩も溶解度が大きく、硫酸アルミニウムの析出条件下で析出しないと考えられる。それにもかかわらず、これらの添加不純物が α -アルミナ中に検出されるのは、析出した硫酸アルミニウムに吸着されるからと思われるが、その他に、硫酸アルミニウムの結晶が水を含みやすいため、その水の中に含まれて、入ってくる分もあると考えられる。Sn の場合、比較的多量が残存しているのは、加水分解しやすい性質が関係していると考えられる。

3.2 生密度

無添加試料の生密度は添加試料にくらべやや小さい。添加量が 0.01 mol% の試料の生密度は、どの添加物においてもほとんど同じである。この傾向は、データは煩雑になるので削除したが、中間の添加量においてもみられた。のちの気孔径分布図からわかるように、同じ生密度を持っていても、その気孔の構成は、非常に異なっている。Sn と Cu の 1 mol% 添加試料は特に高い生密度を示したが、この高密度の理由は SEM で観察される粉体の形状との関連で後述する。

3.3 焼成密度

焼成密度は不純物の種類によって大きく影響される。添加した試料は程度の差はあってもいずれも無添加試料より焼成密度が高く、これらの不純物の添加は焼結促進効果がある。特に Sn 添加の焼結促進効果が著しい。Sn

添加試料の 1500°C 焼結の場合を除けば、この実験範囲内の含有量では量の影響はほとんどみられない。これらの傾向は中間の添加量による実験でも確かめられた。

金属酸化物がアルミナの焼結におよぼす影響は多くの研究者により調べられているが、たとえば Cahoon ら³⁾によると、 TiO_2 は 5% 添加までは非常に焼結を促進し、 CuO はすべての添加量 (0.05~11.0%) で焼結を促進する。 Mn_2O_3 も焼結を助ける。 MgO は焼結を遅らせると述べている。 SnO_2 については調べられていない。一方、Warman⁴⁾ らは、 SnO_2 は MgO よりも焼結促進効果が小さいと報告している。これらの結果は実験の条件が異なるので、そのまま比較するのは適当でないかも知れないが、一応これらのデータからは SnO_2 が一番焼結促進効果が小さいことになる。それにもかかわらず、本実験のような結果を生じた理由を知るため、SEM による組織観察を行った。

図-1 は、成形体および焼結体内部の組織の SEM 観察写真である。 Sn 添加試料には大きな気孔がほとんどみられないのに反し、無添加および Cu 添加試料には大きな気孔が多数みられる。これは硫酸アルミニウムを熱分解してアルミナとするとときに生成する 2 次粒子が無添加あるいは Cu 添加試料では圧粉体の成形に際し、あまり破壊されず、それらの 2 次粒子間では密な充填ができないことに起因していると考えられる。この非破壊 2 次粒子が多く存在することが無添加あるいは Cu 添加試料の焼結性を悪くする主要な原因と思われる。その理由の詳細は前報²⁾で述べたが、略記する

no additives

0.01 mol%
Cu0.01 mol%
Ti0.01 mol%
Mn0.01 mol%
Sn

Fig. 1. Scanning electron micrographs of green body and sintered body at 1500°C.

と、大きくて偏平な2次粒子は初期焼結の再配列による緻密化を起こし難くするためと推論している。

この組織の相違は次の気孔径分布の測定からも確かめられる。なお、比較的大きな気孔の存在に関しては、Mn, Ti 添加試料は Cu 添加試料と Sn 添加試料との中間の組織を示した。

3.4 気孔径分布

添加物の種類により焼結性が異なる原因を粉体および圧粉体の微構造より詳細に考察するため、気孔径分布の測定を行った。図-2 にそれぞれ 0.01 mol% の添加物を加えた試料と無添加試料の圧粉体および粉体の気孔径分布を示す。

すべての圧粉体試料に程度の差はあるが、小気孔径群と大気孔径群とからなる二重構造がみとめられる。小気孔径群は1次粒子間の空間に相当し、大気孔径群は2次粒子間の空間に相当する。このことは粉体と成形体の気孔径分布が小気孔径部分で一致することから明らかである。もし、これらの圧粉体を構成する粉体が単粒子であれば、このような二重構造は示さないであろう。事実、気相分析法によって得られるアルミナは SEM 観察によれば、ほぼ単粒子よりなるが、その粉体では二重構造はみられない⁹⁾。

無添加、Cu 添加試料にみられるように、第1段の1次粒子間の気孔径が小さいほど、小気孔径群と大気孔径群の平均気孔径の差は大きく、二重構造がはっきりしている。1次粒子の粒径が一定であれば、1次粒子の間の空間距離が小さいほど、粒同志の接触面積が大きく、1次粒子同志の結合が強くなることが予想される。したがって、2次粒子の強度が大きくなって、SEM で観察される2次粒子の残存の原因となるため、二重構造が顕著になったものと考えられる。

Sn 添加試料においては、1次粒子間の空間距離も広がっていることから、2次粒子の強度は弱く、したがって二重構造もはっきりあらわれない。すなわち、不純物

添加の場合にも、前報²⁾に報告した生成条件の影響と同様、2次粒子のこわれ易さの差が焼結性の差となってあらわれていることは明らかである。

3.5 粉体の SEM

3.4 で述べた1次粒子の結合のしかたをさらに具体的に知るため、粉体の SEM 観察を行った。図-3 に SEM 写真を示す。0.01 mol% の Sn を添加した試料の表面には多数の亀裂がみられることと、1つの1次粒子を基点として強固に連結している粒子の数が少ないことが特徴となっている。(0.01 mol% の Sn を添加した試料の低倍率の写真を示す)。一方、無添加試料と Cu 添加試料は2次粒子表面はなめらかで、1次粒子間の連結箇所は多く、切断箇所はまったくみられない。Sn の 1 mol% 添加試料は Sn 0.01 mol% 添加試料にみられるような亀裂はほとんどみられず、Cu の 1 mol% 添加試料と同様になめらかな表面をしている。Cu 1 mol% 添加試料と異なる点は1次粒子間の連結数が非常に少ないことである。このように1次粒子が比較的単離していることが、加圧成形した時に充填密度が高くなる原因となっている。Cu 1 mol% 添加試料は著しく粒成長し、また2次粒子内部で焼結が進行している。Cu 1 mol% 添加試料の生密度が高くなったのは、2次粒子の嵩密度が高くなったためと考えられる。これらの観察結果から、Sn および無添加、Cu 添加試料の圧粉体、焼結体の微構造の相違が生じる理由もわかり、またこの相違が焼結性の差を生じさせたと思われる。

ではどうしてこのような1次粒子間の連結状態の相違が生ずるであろうか。無添加あるいは Cu 添加試料のように、強固に結合した1次粒子の大きな集団を作るためには次の2つの条件のうち、少なくとも1つを満足させることを必要とする。 $r \rightarrow \alpha$ 転移に際しては、転移核を中心として α 化が進行するので、 α 粒子の先端に常に r 粒子が存在して、1次(α)粒子の連結が切断しないことがその一つであり、また、別々の核から発生した α 粒子がぶつかったとき、結晶方位が異なっていれば、その個所で断絶が起こることが予想されるので、核の発生の少ないことも強固な2次粒子の発達の1つの条件となる。以上の2点を考慮しながら次の観察を行った。

転移前の r -アルミナは一般に粒径が100~300 Å と小さく、1100~1200°C で転移する。転移後の α -アルミナは1000~3000 Å (0.1~0.3 μm) と一桁大きい粒径を持ち、転移時の粒成長はきわめて急速である。 α -アルミナの2次粒子形態は主としてこの転移の際に決定されるので、転移の様相を観察した。 r -アルミナを200°C/h で1200°C まで昇温後、放冷した試料について、SEM により観察した。無添加試料はこの温度ではまだ転移核が発生していない。転移核のみみられた Cu 添加試料と Sn 添加試料の SEM 写真を図-4 に示す。これらの写真からわ

Fig. 2. Pore size distribution curve; green compacts (solid line) and powders (dotted line) of α -alumina.

Fig. 3. Scanning electron micrographs of secondary particle.

Fig. 4. Scanning electron micrographs of the transformation (a) 0.01 mol% Cu and (b) 0.01 mol% Sn at 1200°C.

かるのは、Sn 0.01 mol% 添加試料の方には転移の核（図の星型亀裂は核の発生点）が多数発生し、転移も相当程度進行しているのに反し、Cu 0.01 mol% 添加試料には転移核の数が非常に少なく、この写真のような転移の認められない粒子の方が多いことである。また図-4にみられるように、 α 化した部分の中心に亀裂が存在することから亀裂部分に核があったことは確かである。この結果は上述の2次粒子強化の第二の条件の相違に相当し、Cu 0.01 mol% 添加試料が強い2次粒子強度を持

つ主要な理由の1つである。より添加量の多い場合にも同様な傾向があると思われる。これを確かめる目的で、DTAを行った。

3.6 DTA

図-4によれば、1つの核からの転移の進行速度がCu添加試料においてもSn添加試料においても、ほぼ同じであるので、全体としての転移の進行速度は核形成速度に比例すると考えられる。したがってDTAのピークの鋭さは全体としての転移の進行速度に関係するので、転移後の数にも比例するであろう。

図-5に各添加物の0.01 mol% 添加試料と無添加物の転移部分のDTA曲線を示す。

$\gamma \rightarrow \alpha$ 転移は発熱ピークとしてあらわれる。Sn添加試料は鋭いピークを示すのに対し、無添加試料とCu添加試料のピークはなだらかな曲線である。Mn、Ti添加試料はSn添加試料よりもCu添加試料の方に近いピーク形状を示す。この結果はSEMによる転移の観察結果と一致する。

Sn添加試料の転移温度は最も低く、0.01 mol% 添加で1265°Cである。Cu、Ti添加試料は1280~1290°Cで転移し、Mn添加試料は0.01 mol% で1276°Cである。無添加試料の転移温度が最も高く1300°Cであった。

Fig. 5. DTA curves for γ -alumina from 1200 to 1300°C.

これらのデータからは、転移温度と転移速度には相関関係があるように見える。しかし、前報²⁾で用いた試料（本報の無添加試料とは原料、製法とも異なる）について DTA の測定をしたところ、ピークがあまり鋭くなくて転移速度が小さいと考えられる試料（こちらの方がしっかりした 2 次粒子をつくり、焼結性も悪い）がピークの鋭い試料にくらべ、転移温度が低いという事実が見出された。この事実は転移温度の低いことが必ずしも弱い 2 次粒子をつくることと結びつかないことを意味し、やはり、2 次粒子の形態の決定には核形成速度が重要な役割りを果しているように思われる。

3.7 不純物の粒子表面被覆効果

以上、2 次粒子の形態におよぼす不純物の影響として転移核の数との関連でいろいろ述べてきたが、いま 1 つ、考えられる要因がある。それは α 粒子表面への不純物の付着である。付着した不純物は α 粒子同志の接触を妨げ、1 次粒子間の結合および成長を抑制し、ひいては 2 次粒子の形態に影響をおよぼすであろう。

これに関連すると思われる 2, 3 の事実をあげると、DTA において、Sn 0.01 mol% 添加試料の方が 1 mol% 添加試料より鋭いピークを示すが、生密度にあらわれているように 1 mol% 添加試料の 2 次粒子は弱い。また図-3 の Sn 1 mol%, 0.01 mol%, 無添加試料の写真にみられるように、内部粒子の連結度には大きな違いがみられる。Sn 1 mol% 添加試料の 1 次粒子はたかだ

か 2, 3 個がつながっているだけで、形も比較的球形に近いが、Sn 0.01 mol% 添加試料ではその数が 10 個近くになり、さらに無添加試料ではほとんど全体がつながっている。これらの粒子は転移後も成長していて、その成長の際に、もし接触が妨げられなければ、容易にネックができ、それが大きくなっていくであろう。表面付着物によって接触が妨げられていれば、接触してネックを成長させていくという仕方では表面積を減少させることができないので、連結していない部分が球形になって表面積を減少させるようになるであろう。Sn 1 mol% 添加試料の粒子が丸いのはその効果があらわれたためと思われる。

これら 2 つの効果、すなわち、核生成速度への影響と、表面付着による粒子の分離効果は、焼結への影響として考えた場合、効果の方向が同じであるので協同して働くと考えてよいと思われる。

添加試料中、最も焼結性の悪い Cu 添加試料と無添加試料の比較であるが、気孔径分布をみると、明らかに無添加試料の方が Cu 添加試料よりも強固な 2 次粒子を作っている。このことは Cu も他の添加元素ほどではないにしても、2 次粒子を弱化させる作用があることを示している。

4. ま と め

高純度硫酸アルミニウム溶液に Ti, Cu, Mn および Sn の硫酸塩を硫酸アルミニウムに対し、0.01, 1 mol% 添加して硫酸アルミニウムの結晶を析出させた。それらの硫酸アルミニウムの熱分解により得られるアルミナは無添加の硫酸アルミニウムから得られたアルミナより、よく焼結し、これらの添加物はいずれも焼結促進効果のあることがわかった。その効果は添加量の影響をほとんどうけず、添加物により異なり、Sn 添加試料が最も易焼結性を示し、Mn, Ti がこれにつぎ、Cu が最も悪かった。この添加物の影響は粉体の特性と関連すると考えられるので、SEM 観察、気孔径分布の測定、DTA により粉体の特性を調べ、その特性と添加物との関係を検討した。得られた結果を総合し、考察を加えた結果は次のようである。

Sn 添加試料は 2 次粒子内で 1 次粒子の結合のしかたが弱く、また互いに結びついている 1 次粒子の数が最も少ない。したがって 2 次粒子強度は最も弱かった。その理由は SnO_2 が $\gamma \rightarrow \alpha$ 転移に際し最も核を生成し易く、また転移後も、粒子の表面に付着した SnO_2 は α 粒子同志の接触を最も妨害すると思われるからである。

これに対し、無添加試料および Cu 添加試料は強固な 2 次粒子を形成する。このことは SEM によっても観察されるが、さらに気孔径分布が、2 次粒子内で最も小さな気孔と 2 次粒子間の最も大きな気孔からなる典型的な

二重構造を示すことから明らかである。この特性を示す理由は Sn 添加試料の場合と逆で、転移核が生成し難く、 α 粒子同志の接触妨害力が弱いためであろう。

Ti, Mn は前記、両者の中間の特性を示した。

2 次粒子強度が弱いと焼結性が良くなる理由については前報²⁾で詳述したが、略記すると、焼結初期の再配列過程での大きな緻密化が起こりやすくなるためと、圧粉体内に大きな気孔を生じ難いためである。

謝辞 本研究を行うにあたり、当所、林 宏主任研究官に原子吸光分析、炎光分析を、前当所主任研究官、中野允氏に分光

分析を、また佐野資郎主任研究官に DTA の測定をしていただきました。深く感謝いたします。

文 献

- 1) たとえば、浜野健也，セラミックス 7 [4] 231-42 (1972).
- 2) 加藤修三，伊賀武雄，窯協 81 [12] 54-60 (1973).
- 3) H.P. Cahoon, C.J. Christensen, *J. Am. Ceram. Soc.*, **39** [10] 337~44 (1956).
- 4) M.O. Warman, D.W. Budworth, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, **66** [6] 253-64 (1967).
- 5) 伊賀武雄，加藤修三，第 12 回窯業基礎討論会講演要旨集 25-26 (1974).

(711221, 974 受付)

Na- β -アルミナ耐火物とナトリウム塩との反応

山 口 明 良・加 藤 悦 朗

(名古屋工業大学)

Reaction of Na- β -Alumina Refractory and Sodium Salts

By

Akira YAMAGUCHI and Eturo KATO
(Nagoya Institute of Technology)

The reactions of fused cast Na- β -alumina refractory with Na_2CO_3 and with Na_2SO_4 were studied. The fine particles of β -alumina ($<5\mu$) reacted with Na_2CO_3 above 70°C as follows;

The most Na_2O -rich β -alumina, namely, 15 mol% Na_2O β -alumina ($\text{Na}_2\text{O} \cdot 5.7\text{Al}_2\text{O}_3$) was formed below 450°C . However, over the range 450° to 900°C it was transformed to 10.2~10.4 mol% Na_2O β -alumina by volatilization of Na_2O . This composition was almost the same as that of the most Na_2O -rich β -alumina formed by the reaction of the coarse grains of β -alumina (0.5~0.84 mm) with Na_2CO_3 and the reaction of the fine particles β -alumina with Na_2SO_4 . Above 620°C , β -alumina reacted with Na_2CO_3 to form NaAlO_2 . [Received March 11, 1975]

1. 緒 言

Na- β -アルミナ耐火物は、特に耐アルカリ性と耐熱衝撃抵抗性にすぐれ、アルカリ成分に攻撃されやすい場所、例えばガラス窯の上部構造等に用いられている。さらに近年、Na- β -アルミナはイオン導電性が大きいことから固体電解質として注目され、これに関連しての研究が活発に行われるようになってきた。それに伴って、従来 Na- β -アルミナは Na_2O と Al_2O_3 のモル比が 1:11 の組成のものであるとして認められていたものが訂正されるようになり、1:7^{1),2)}, 1:6³⁾, 1:5¹⁾ あるいはある組成範囲を有する非化学量論的化合物^{4),5)} であるなど、種々の値が報告されるようになってきた。このように β -アルミナの組成について、十分に解明されたとは言いが、従来一般的に認められていた 1:11 よりもさらに

多くの Na_2O を含有するものもあることが明らかとなってきた。

ところで、現在製造されている電鍍 β -アルミナ耐火物は、1:9~1:11 組成のものであるが、これがアルカリの攻撃を受けた場合、上述の Na_2O に富む β -アルミナが存在することの関連についての組成変動あるいは反応生成物や反応温度は明らかにされていないが、これを解明しておくことは、この耐火物を適正に使用するために必要と考えられる。

著者は、各種耐火物とアルカリとの反応についての研究を進めていくに際し、 β -アルミナ耐火物は、他の耐火物に比較して耐アルカリ性にすぐれているものの、かなり低温からナトリウム塩と反応することを見出し、またこれとの関連で β -アルミナ組成についても有益な知