

**ՀԱՅԱՍՏԱՆԻ ՀԱՆՐԱՊԵՏՈՒԹՅԱՆ ԳԻՏՈՒԹՅՈՒՆՆԵՐԻ
ԱԶԳԱՅԻՆ ԱԿԱԴԵՄԻԱ
НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК РЕСПУБЛИКИ
АРМЕНИЯ**

Հայաստանի քիմիական հանդես **60, №1, 2007** Химический журнал Армении

НЕОРГАНИЧЕСКАЯ ХИМИЯ

УДК 661.862(22+23):620.181.4

**ТЕРМОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ МАЛОЩЕЛОЧНОГО
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОРУНДА, МОДИФИЦИРОВАННОГО
ИЗОМОРФНЫМИ АТОМАМИ**

А. А. ХАНАМИРОВА, А. Р. АДИМОСЯН, Л. П. АПРЕСЯН и Л. А. ЧИЛИНГАРЯН

Институт общей и неорганической химии им. М.Г.Манвеляна
НАН Республики Армения, Ереван

Поступило 26 VII 2006

Разработан эффективный одностадийный термохимический способ получения из крупнозернистого технического гидроксида алюминия реакционноспособного малощелочного субмикрокристаллического корунда, модифицированного атомами Mg, Mn, Zn, Ti, Si, Ag.

Библ. ссылок 24.

На современном этапе развитие науки и техники невозможно представить без корунда и корундовой керамики. В промышленных условиях по традиционной технологии корунд получают термическим разложением технического гидроксида алюминия при температурах 1650-1700°C с последующим длительным измельчением в вибромельницах, а корундовую керамику — спеканием корунда с различными добавками при температурах 1750°C и выше [1,2]. Такие жесткие условия заставляют искать новые технологические решения, чтобы сделать производство корундовой керамики конкурентоспособным.

Одним из основных способов повышения конкурентоспособности корундовой керамики является снижение температуры и повышение скорости получения корунда и его спекания, что можно достигнуть активированием этих процессов, увеличивая в частицах гидроксида алюминия избыточную энергию Гиббса и скорость диффузионно-контролируемых поверхностных реакций добавлением к нему перед термической обработкой минерализирующих и модифицирующих веществ [3,4]. Такие вещества должны

повышать дисперсность $\text{Al}(\text{OH})_3$ и вводить в него дефекты, изменяющие в нужном направлении его структурные, механические и электронные свойства и свойства, характеризующие скорость процессов (диффузию частиц реагентов, фазовые превращения, химическую реакционную способность) [3-5].

Целью нашей работы было исследование условий термохимического синтеза малощелочного высокодисперсного износостойкого корунда из технического гидроксида алюминия.

Экспериментальная часть

В качестве исходного вещества был использован технический гидроксид алюминия (ТГА), полученный при переработке нефелиновых сиенитов Армении, представленный гидраргиллитом ($\text{Al}(\text{OH})_3$) и содержащий 34,5 % п.п.п. и в качестве основной примеси (в пересчете на Al_2O_3) 0,430 масс. % R_2O (в пересчете на Na_2O). Размер монокристаллов, составляющих агрегаты ТГА, 4-13 мкм, количество отдельных монокристаллов 1%, размер агрегатов 13-110 мкм. Минерализаторы, добавляемые к $\text{Al}(\text{OH})_3$, состояли из нитратов, ацетатов и фторидов алюминия и аммония и оксида бора. В качестве модификаторов применяли соединения, атомы которых изоморфны атому алюминия, а именно, нитраты и ацетаты Me^{2+} (где Me — Mg, Mn, Zn), нитрат серебра, оксиды титана и кремния. Как известно, указанные элементы обладают свойством изоморфной взаимозаменяемости при образовании кристаллов твердых растворов с атомами алюминия благодаря критерию химической индифферентности атомов, фактору сходства природы межатомной связи и фактору изоструктурности кристаллов [6]. Кроме указанных минерализаторов и модификаторов, к гидроксиду алюминия добавлялся также субмикроструктурный малощелочной $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (СМ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), полученный нами [7] из аморфных прекурсоров. Все минерализаторы и модификаторы дисперсны (~75% частиц размером 1-2 мкм, ~25% — размером 3-4 мкм), минерализаторы и соли Me^{2+} и Ag^+ термически нестойки в температурном интервале разложения $\text{Al}(\text{OH})_3$ и AlOOH и фазового перехода $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Были составлены 20 композиций из минерализаторов и модификаторов с одно- и разноименными анионами, которые добавляли к ТГА в различных количествах и сочетаниях с учетом их свойств, характера разложения при нагревании, предполагаемой роли в полиморфном превращении $\text{Al}(\text{OH})_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и влияния на микроструктуру корунда и корундовой керамики. В композиции подбирали компоненты с близкими температурами разложения до оксидов, которые были равны или ниже температур образования твердых растворов с корундом или шпинелей. Модифицирующие оксиды входили в состав многокомпонентной добавки, находящейся в системе $\text{M}_\text{м}\text{O}_\text{у} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{M}_\text{к}\text{O}_\text{у}$ [8], где $\text{M}_\text{м}$ — катион металла модифицирующего оксида (Mg^{2+} , Mn^{2+} , Zn^{2+}), $\text{M}_\text{к}$ — катион оксида (Ti^{4+} , Si^{4+}), обеспечивающего кислый характер расплава при спекании, характерный для корунда, имеющего

кислотность

Льюиса

[9].

Подбирали модификаторы, которые при спекании корунда образуют с ним жидкую фазу эвтектического состава с минимальной температурой плавления.

Минерализаторы и модификаторы входили в композиции в следующих количествах (масс. %): (2-5) $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ или $\text{Al}(\text{C}_2\text{H}_3\text{O}_2)_3$; (2-5) $(\text{NH}_4)_2\text{CO}_3$; (0,2-2,0) NH_4F или AlF_3 ; (1-2) B_2O_3 ; (0,5-1,0) $\text{Me}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ или $\text{Me}(\text{C}_2\text{H}_3\text{O}_2)_2$; (0,5-1,0) AgNO_3 ; (0,5-1,5) TiO_2 или $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$; (0,5-1,5) см $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Высокодисперсный порошок $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ был сильно агрегирован, поэтому его предварительно дезагрегировали помолом в воде в планетарной центробежной мельнице (ПЦМ).

Приготовление композиций осуществляли путем смешивания насыщенных растворов минерализаторов и модификаторов с порошком ТГА при pH 3-3,5. Пульпу в течение 30 мин тщательно перемешивали на воздухе. Такой способ обеспечивал тонкое и равномерное распределение малых количеств дисперсных добавок по всему объему крупнозернистого ТГА, максимальную гомогенность смеси, которая способствовала интенсивному взаимодействию всех компонентов и сохранялась в частицах образующегося корунда.

Термохимическое разложение композиций проводили в электрической печи с силитовыми нагревателями в интервале температур 300-1250°C и при экспозициях 1-7 ч с постоянной скоростью подъема температуры 7 град/мин¹.

В промежуточных и конечных пробах определяли полноту превращения гидроксидов и оксидов двухвалентных элементов в шпинели в процессе термохимического синтеза по содержанию в реакционной смеси непрореагировавших MeO, которые, в отличие от шпинели MeAl_2O_4 , легко растворяются в разбавленном (1:10) растворе HCl [10]. В исходных и конечных пробах определяли содержание примесей, дисперсный и фазовый составы, в промежуточных пробах – образование корунда и твердых растворов. Применяли стандартные химический, кристаллооптический (на поляризационном микроскопе “ПОЛАМ Р-112”) [11] и рентгенофазовый (на дифрактометре “ДРОН-4” с использованием $\text{Cu}_{K\alpha}$ -излучения и никелевого фильтра) методы. Съемку проводили в интервале углов $2\theta=15-65^\circ$. Полученные дифракционные положения максимумов и их интенсивностей сравнивали с набором межплоскостных расстояний, характерных для корунда и шпинелей, по картотеке ASTM.

Структурные превращения, происходящие при термической обработке солей, фиксировали методом РФА.

Устанавливали влияние отдельных минерализаторов и модификаторов на снижение температуры и ускорение процесса термического разложения ТГА, содержание в пробах примеси щелочных соединений и дисперсность образцов. Определение субмикроструктурных размеров кристаллитов осуществляли методом РФА по уширению максимумов рентгеновских интерференционных линий корунда 1,60 и 2,09Е [12,13].

Результаты и их обсуждение

При нагревании ТГА без добавок полиморфные превращения $\text{Al}(\text{OH})_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ проходили медленно: при продолжительности 7 ч и температурах 1075, 1125, 1175, 1200 и 1250°C, по данным кристаллооптического анализа, содержание $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в образующемся глиноземе составляло 4, 7, 23, 36, 47%, соответственно; $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ находился в скрытокристаллическом состоянии, а дисперсность Al_2O_3 мало отличалась от дисперсности исходного $\text{Al}(\text{OH})_3$. При добавлении к ТГА 0,5 % AlF_3 уже при 1150°C в течение 6 ч образовался $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с однородной микроструктурой, но с дисперсностью, близкой к дисперсности ТГА. Проведение термохимической обработки ТГА с двумя минерализаторами [0,5% AlF_3 (или 2% NH_4F) + 3% $(\text{NH}_4)_2\text{CO}_3$] показало, что при 1125°C и продолжительности 5 ч выделялся $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с однородной микроструктурой, пониженным содержанием примеси щелочных металлов, состоящий из рыхлых агрегатов, легко рассыпающихся на монокристаллы размером 12-15 мкм. При нагревании ТГА при 1125°C в течение 4 ч в присутствии трех минерализаторов [0,5% AlF_3 (или 2% NH_4F) + 2% $(\text{NH}_4)_2\text{CO}_3$ + 5% $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ (или 5% $\text{Al}(\text{C}_2\text{H}_3\text{O}_2)_3$)] за счет роста центров кристаллизации образовался полностью перекристаллизованный корунд с однородной микроструктурой, практически не содержащий агрегатов (2-3%) и представленный отдельными монокристаллами размером 0,7-2 (~76%) и 3-4 мкм (~24%). Дополнительное добавление к этим минерализаторам 1-2% V_2O_5 привело к ускорению процесса образования корунда, уменьшению содержания в нем примеси щелочных соединений и увеличению его дисперсности. При нагревании ТГА в присутствии указанных минерализаторов при температуре 1125°C и экспозиции 3 ч $\text{Al}(\text{OH})_3$ превратился в корунд, содержащий 0,06-0,07 масс.% R_2O (по Na_2O), с размером монокристаллов 0,7-1,0 мкм. Присутствие $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ отмечалось на дифрактограммах интенсивными ($I=92; 100; 85$) линиями с межплоскостными расстояниями $d = 2,55; 2,09; 1,60\text{Е}$, характерными для корунда.

При термическом разложении в течение 2 ч технического гидроксида алюминия в присутствии минерализаторов и модификаторов в вышеуказанных количествах модифицированный корунд образовался при температуре 1050 (для Mg^{2+} - и Mn^{2+} -ионов) и 1075°C (для Zn^{2+} -, Ag^{+} -, Ti^{4+} -, Si^{4+} -ионов). Остаточное содержание примеси щелочных соединений в корунде снизилось до ~0,03 % R_2O , а его дисперсность увеличилась до 0,3-0,6 мкм.

Из литературы [11] известно, что до температуры 400-420°C происходит дегидратация и разложение гидроксида алюминия и всех применяемых минерализаторов и модификаторов (кроме TiO_2 и $SiO_2 \cdot nH_2O$) с образованием аморфных гидроксидов и оксидов алюминия, двухвалентных металлов и серебра. При температуре 450°C, согласно литературным данным, из аморфных оксидов Al^{3+} и Me^{2+} образуются аморфные шпинелевидные твердые растворы. Проведенный нами химический анализ [10] проб, полученных при температуре 450°C, показал, что в них отсутствуют непрореагировавшие Me^{2+} . Согласно данным РФА проб, отобранных при температурах 500, 600 и 800°C, системы сохраняли аморфное состояние до 800°C – на дифрактограммах этих проб не зафиксировано никаких интерференционных линий, кроме линий, характерных для TiO_2 [3,24(I=9), 1,689(I=10), 1,624(I=8)Å]. При дальнейшем нагревании композиций при температуре 850°C начинается кристаллизация корунда, твердых растворов и шпинелей, взаимодействие их с TiO_2 и $SiO_2 \cdot nH_2O$ с образованием шпинелевидных твердых растворов Me_2TiO_4 и кордиерита $2MgO \cdot Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$, взаимодействие Al_2O_3 с Ag_2O с образованием соединения $Ag_2O \cdot Al_2O_3$. При температурах выше 900°C на дифрактограммах образцов наблюдается сужение дифракционных пиков и перераспределение интенсивностей, что свидетельствует о протекании процессов кристаллизации, которые завершаются при температурах 1050-1075°C.

Образующийся при этих температурах высокодисперсный малощелочной модифицированный корунд обладает значительными структурными дефектами, о чем свидетельствуют широкие дифракционные максимумы на его дифрактограммах. С целью увеличения количества дефектов структурного характера полученный в оптимальных условиях термохимической обработки модифицированный корунд был подвергнут кратковременной механической активации в присутствии неионогенного поверхностно-активного вещества (ПАВ) в планетарной центробежной мельнице. Были определены оптимальные условия механической активации модифицированного корунда (скорость вращения барабанов мельницы $W=280 \text{ об.мин}^{-1}$, продолжительность обработки $\tau=15 \text{ мин}$, ускорение центробежных сил 9g, добавка 0,05 масс.% ПАВ), способствовавшие повышению дисперсности частиц модифицированного корунда до субмикроструктурного размера – 0,06-0,07 мкм и увеличению дефектности их поверхности. На дифрактограмме механоактивированного в оптимальных условиях корунда, по всему объему которого тонко и равномерно распределены модифицирующие ионы, регистрируются все основные дифракционные пики корунда и шпинелей.

Экспериментальные данные показали, что изменение химического, фазового и дисперсного составов оксида алюминия, образующегося при термической обработке ТГА,

определяется параметрами его термической обработки (температурой, экспозицией), но, в значительно большей степени, вещественным и количественным составами минерализаторов и модификаторов. Все применяемые минерализаторы нетермостойки – они разлагаются в температурном интервале превращения $\text{Al}(\text{OH})_3$ в AlOOH [14] непосредственно в массе гидроксидов алюминия с выделением паров воды и газов (N_2O_5 , CO_2 , NH_3 , HF), молекулы которых сорбировались на развивающихся поверхностях $\text{Al}(\text{OH})_3$, AlOOH и $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, проникали в межагрегатное и межкристалльное пространство частиц по структурным дефектам, облегчая их упругую и пластическую деформацию и уменьшая величину минимального усилия, необходимого для раскола кристаллов по спайности. При этом происходила диффузия щелочных ионов из межкристалльного пространства, их взаимодействие с газами, хемосорбированными на поверхности $\text{Al}(\text{OH})_3$ и AlOOH , с образованием нитратов, карбонатов, фторидов, метаборатов натрия и калия, которые улетучивались, способствуя значительному уменьшению содержания щелочных соединений в модифицированном корунде. При нагревании нитрата и ацетата алюминия, помимо выделения больших количеств паров воды и газов, образовались и существовали в широком интервале температур (300-850°C) аморфные наноразмерные гидроксиды и оксиды алюминия, равномерно распределенные по всей массе AlOOH и $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ и становящиеся центрами кристаллизации высокодисперсного корунда с большой скоростью при более низких температурах (850-1050°C), чем в системе $\text{Al}(\text{OH})_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Оксид бора и фторид алюминия ускоряли фазовые переходы $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и шпинелеобразование и способствовали снижению содержания в модифицированном корунде щелочных соединений [15].

При нагревании солей модификаторов происходило их кристаллографическое преобразование, в системе повышалось содержание паров воды и газов и образовались гидроксиды и оксиды Me^{2+} и Ag^+ , которые обладали повышенной дисперсностью, большой дефектностью кристаллической решетки, большой активностью (эффект Хэдвалла [5]), в результате чего в системе увеличивалось пересыщение дисперсностью и создавались наилучшие условия для взаимной диффузии ионов Al^{3+} и модификаторов и собственно химических реакций.

Добавка к $\text{Al}(\text{OH})_3$ катионов Ag^+ , Mn^{2+} , Zn^{2+} , Mg^{2+} с большими ионными радиусами (1,13; 0,91; 0,83; 0,74Е, соответственно), чем ионный радиус Al^{3+} (0,54Е), способствовала возникновению в кристаллической решетке Al_2O_3 растягивающих напряжений и ее деформации, в результате чего ее энергия уменьшилась и она стала менее стабильной [16]. Атомы всех двухвалентных металлов входят в состав Al_2O_3 , образуя с ним непрерывный ряд твердых растворов внедрения, снижающих температуру фазовых переходов $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Оксид титана при нагревании с $\text{Al}(\text{OH})_3$, благодаря близости ионных радиусов Ti^{4+} (0,64Е) и Al^{3+} , образовал с ним твердый раствор замещения, что привело к увеличению в решетке Al_2O_3 вакантных мест, созданию дефектов и уменьшению энергии активации процесса корундообразования. Оксид кремния, вводимый в композиции из ТГА и минерализаторов, укрепляет границы зерен Al_2O_3 , замедляет рост кристаллов корунда. Добавляемый в

композиции СМ α - Al_2O_3 уменьшает потребность в энергии, необходимой для образования центров кристаллизации корунда, и потому способствует снижению температуры и продолжительности образования α - Al_2O_3 .

Осуществление процесса термического синтеза модифицированного корунда при температурах 1050-1075°C позволило избежать его рекристаллизации (резкого увеличения размера частиц), которая для кристаллов Al_2O_3 начинается при температуре 1200°C, а для MeO и TiO_2 – выше 1250°C [17].

Все выбранные модификаторы, согласно литературным данным [18-22], обеспечивают минимальную температуру спекания за счет образования жидкой фазы эвтектического состава, хорошо растворяющей корунд, уменьшают образование в керамике газовых включений, ускоряют спекание и создают мелкокристаллическую структуру керамики с высокими механическими и диэлектрическими свойствами и с высокими значениями прочности, износостойкости и коррозионной устойчивости.

Механическая активация модифицированного корунда в присутствии ПАВ, которое смачивало мономолекулярным слоем всю поверхность измельчаемых и активируемых частиц и диффундировало по сферическим структурным дефектам, способствовала диспергированию частиц, предотвращению их агрегирования и переводу в неравновесное состояние [23-24], характеризующееся улучшенными пластическими свойствами и высоким энергетическим состоянием. Такой модифицированный корунд обладает повышенной спекательной активностью благодаря тому, что накопленная из-за различных неравновесных термодинамических нарушений в процессе механической активации избыточная свободная энергия Гиббса будет освобождаться при спекании и реализоваться в понижении температуры и повышении скорости взаимодействия компонентов в образующейся керамике. Полученный корунд по всем показателям пригоден для образования конструкционной и функциональной прогрессивной керамики нового поколения, выдерживающей высокие механические, химические и термические нагрузки.

Разработанный способ получения модифицированного корунда значительно эффективнее, экономичнее и технологичнее, чем традиционный промышленный. Он позволяет в одну стадию осуществлять активирование, диспергирование и очистку корунда от примеси щелочных соединений и получать высокодисперсный модифицированный корунд в мягких условиях, в частности, при температурах, на 600-625°C более низких, чем по традиционной промышленной технологии.

**ԻԶՈՄՈՐՖ ԱՏՈՄՆԵՐՈՎ ԲԱՐԵՓՈԽՎԱԾ ՍԱԿԱՎԱՀԻՄՆԱՅԻՆ
ԵՆԹԱՄԱՆՐԱԲՅՈՒՐԵՂԱՅԻՆ ԿՈՐՈՒՆԴԻ ՋԵՐՄԱՔԻՄԻԱԿԱՆ ՄԻՆԹԵԶ**

Ա. Ա. ԽԱՆԱՄԻՐՈՎԱ, Հ. Ռ. ՀԱԴԻՄՈՍՅԱՆ, Լ. Պ. ԱՊՐԵՍՅԱՆ և Լ. Ա. ՉԻԼԻՆԳԱՐՅԱՆ

Հետազոտվել է կոմպլեքսային հանքայնարարների և բարեփոխիչների ներկայությամբ ջերմաքիմիական ակտիվացման պայմանների ազդեցությունը $\text{Al}(\text{OH})_3$ -ի փուլային բաղադրության, անհավասարակշիռ ակտիվ կառուցվածքի առաջացման, մանրացվածության փոփոխման վրա: Ցույց է տրված, որ տաքացման ջերմաստիճանի և տևողության լավագույն պայմաններում, ինչպես նաև քիմիական հավելանյութերի նյութական և քանակական կազմերի լավագույն ընտրության դեպքում $\text{Al}(\text{OH})_3$ -ը փոխարկվում է իզոմորֆ նյութերով բարեփոխված սակավահիմնային գերդիսպերս կորունդի: Ջերմաքիմիական սինթեզով և հաջորդող կարճատև մեխանիկական ակտիվացումով՝ մակերևութաակտիվ նյութի ներկայությամբ, ստացվել է 600-625°C-ով ցածր ջերմաստիճաններում, քան ավանդական արդյունաբերական տեխնոլոգիայով է, ենթամանրաբյուրեղային դիսպերսությամբ, քիմիական և փուլային համասեռությամբ, ավելցուկային ազատ էներգիայով ու բարձր եռակալման ակտիվությամբ օժտված բարեփոխված կորունդ: Բարեփոխված կորունդի ստացման եղանակը լիովին անջրթող է, ավելի պարզ, տեխնոլոգիամետ ու արդյունավետ է, քան ավանդական արդյունաբերականը: Նա թույլ է տալիս մեկ փուլում իրականացնել կորունդի ակտիվացում, դիսպերսում, ալկալիական մետաղների խառնուրդից մաքրում և ստանալ գերդիսպերս բարեփոխված կորունդ ու կորունդային խեցեղեն ավելի մեղմ պայմաններում, քան արդյունաբերական տեխնոլոգիայով:

**THERMOCHEMICAL SYNTHESIS OF LOW-ALKALINE SUBMICROCRYSTALLINE
CORUNDUM MODIFIED
OF HOMOMORPHIC ATOMS**

**A. A. KHANAMIROVA, H. R. HADIMOSYAN,
L. P. APRESYAN and L. A. CHILINGARYAN**

It has been studied the influence of complex mineralisers ($\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$, $\text{Al}(\text{C}_2\text{H}_3\text{O}_2)_3$, AlF_3 , $(\text{NH}_4)_2\text{CO}_3$, NH_4F , B_2O_3), modifiers (Mg-, Mn-, Zn-, Ag-, Ti-, Si- - various compounds) and conditions of one-step phase thermochemical decomposition process on the phase composition changes, on the change of dispersity, on the migration of alkaline ions from the volume of particles to their surface, on formation of non-equilibrium active structure, kinetics of thermal decomposition of aluminium hydroxide, its full phase transformation into $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. It is show, that under optimal conditions of temperature (1050-1075°C), expositions time (2 hours), substantial and quantitative composition complex additives chemical substances, as well as under optimal conditions of following transitory mechanical activation (expositions time 15 min), acceleration of centrifugal forces 9 g) $\text{Al}(\text{OH})_3$ transform into low-alkaline (0,03% R_2O) non aggregated submicrocrystalline (60-70 nm)

corundum. Such corundum possesses enhanced reactivity, high mechanical and caking properties and suitable for producing fine advanced corundum ceramics.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] *Лайнер А.И.* Производство глинозема. М., Металлургия, 1961, с.619.
- [2] *Кайнарский И.С., Дегтярева Э.В., Орлова И.Г.* Корундовые огнеупоры и керамика. М., Металлургия, 1981, с.167.
- [3] *Павлушкин Н.И.* Спеченный корунд. М., Госстройиздат, 1961, с.209.
- [4] *Куколев Г.В., Лебе Е.Н.* // ЖПХ, 1955, т.28, №9, с.905.
- [5] *Третьяков Ю.Д.* Твердофазные реакции. М., Химия, 1976, с.370.
- [6] *Макаров Е.С.* Изоморфизм атомов в кристаллах. М., Атомиздат, 1973, с.288.
- [7] *Ханамирова А.А., Адимосян А.Р., Апресян Л.П., Чилингарян Л.А.* // Хим. ж. Армении, 2006, т.59, №2, с. 31.
- [8] *Макаров Н.А.* // Стекло и керамика, 2003, №10, с.31.
- [9] *Танабе К.* Твердые кислоты и основания. М., Мир, 1973, с.183.
- [10] *Сокол В.Л., Рахленко Д.А., Бромберг А.В.* // Обзорная информация. Серия "Реактивы и особо чистые вещества". М., Изд. НИИТЭКИ, 1978, с.35.
- [11] Глинозем. Технические условия. ГОСТ -ы 13583.5-97, 25733-97, 25734-97.
- [12] *Русанов А.А.* Рентгенография металлов. М., Мир, 1983, с.202.
- [13] *Александров И.В., Валиев Р.З.* // Физика металлов и металловедение, 1994, т.77, №6, с.77.
- [14] Химический энциклопедический словарь. М., Сов. энцикл., 1983, с.792.
- [15] *Ханамирова А.А.* Глинозем и пути уменьшения содержания в нем примесей. Ереван, Изд. АН Арм. ССР, 1983, с.243.
- [16] *Лукин Е.С.* // Огнеупоры и техн. керамика, 1996, №7, с. 2.
- [17] *Нортон Ф.* // В кн.: "Кинетика высокотемпературных процессов" / под ред. У.Д.Кинджери. М., Металлургия, 1965, с.167.
- [18] *Андрианов Н.Т., Махначев П.П., Фатеева А.В.* // Электронная промышленность, 1977, №3, с.11.
- [19] *Ozawa M., Kato O., Suzuki S.* // J. Mater. Sci. Lett., 1996, v.15, №7, p. 564.
- [20] *Tuan W.H., Chou M.B.* // J. Eur. Ceram. Soc., 1996, v.16, №5, p. 583.
- [21] *Мирукович А.И., Леонов Л.Н., Велюга Ю.В.* // Порошковая металлургия, 2005, №28, с.174.
- [22] *Акимов Г.Я., Тимченко В.М.* // Огнеупоры и техн. керамика, 2006, №5, с. 11.
- [23] *Ходаков Г.С.* // Коллоидный журнал, 1998, т.60, №5, с. 684.
- [24] *Перцев Л.В.* // Коллоидный журнал, 2005, т.67, №4, с. 508.