

и которая является главной стадией формирования прочностных свойств пористых проницаемых материалов, невозможна, поскольку спекание наноструктуры (уменьшение удельной поверхности и объема мезопор) происходит намного быстрее формирования необходимой механической прочности. Предел прочности при сжатии носителей, полученных экструдированием без связующих, не превышает 8...11 МПа. Более высокую механическую прочность – до 20-26 МПа – имеют алюмооксидные носители, полученные с применением различных невыгораемых добавок или методом экструзии с применением азотной кислоты.

Однако, однородная пористая структура гранулированных носителей является причиной внутридиффузионного торможения в каталитических процессах, проходящих в фильтрующем слое (конверсия метана, оксида углерода, синтез аммиака и т.д.). Небольшой объем пор размером 0,1 мкм и более не вносит существенного вклада в проницаемость гранул. Поэтому, как правило, доступным для реагентов является тонкий поверхностный слой гранулы толщиной 0,2...0,3 мм.

Преодолеть это противоречие можно за счет использования процесса гидратационного твердения дисперсного алюминия, который обеспечивает все вышеперечисленные свойства гранулированных носителей одновременно без введения различных упрочняющих веществ и минуя стадию спекания.

Механически прочный и проницаемый для жидкостей и газов пористый композит состава  $Al_2O_3/Al/Me_xO_y$  можно получить гидратационным твердением смеси промышленного порошка алюминия и порошкообразных цеолитов, активного оксида алюминия, полученных механическим размолом промышленных гранул. Установлено, что комплекс каркасных и структурных свойств композита зависит от массовой доли и размера частиц инертных порошкообразных наполнителей (цеолита, активного оксида алюминия) в шихте с дисперсным алюминием.

УДК 621.726

### **К вопросу ингибирования процесса кристаллизации байерита**

Евтухова Т.Е., Романенков В.Е.

Белорусский национальный технический университет

Форма наночастиц байерита, формирующихся в процессе гидратационного твердения дисперсного алюминия, близка к сферической и не зависит от формы частиц исходного порошка, так как форма кристаллитов стремится к равновесной сферической, обеспечивающей минимизацию поверхностной составляющей энергии Гиббса. Это не позволяет добиться

увеличения удельной поверхности, размера и сорбционного объема пор при сохранении необходимой механической прочности.

Авторами предложено организовать процесс формирования пористой наноструктурной керамики (ПНК) с использованием ингибирования роста кристаллов в определенных направлениях, т.е. направленную кристаллизацию. В качестве ингибитора использовали органические вещества из группы кетонов. Исследования ПНК проводили в Исследовательском центре Института порошковой металлургии.

ПНК, полученная твердением пудры ПАП-2 без ингибитора, представляет агломерат практически сферических наночастиц со средним размером ~100 нм (рисунок 1,а). Их количество в 1  $\mu\text{м}^2$  поверхности композитной частицы ~20. При введении в раствор ингибитора и с увеличением его содержания форма наночастиц все больше удаляется от сферической (рисунок 1,б), они приобретают вытянутую в определенном направлении форму, преимущественно перпендикулярно поверхности исходной частицы пигментной пудры, их диаметр уменьшается, а размер мезопор между кристаллитами существенно увеличивается. В результате исходная частица ПАП-2 превращается в агломерат наночастиц в виде пластин толщиной 20-30 нм, шириной до 100 нм и длиной до 200 нм.

Таким образом, метод ингибирования роста нанокристаллов при синтезе ПНК позволяет управлять наноструктурой в достаточно широких пределах. В тоже время суммарная пористость и механическая прочность ПНК практически не изменяется.

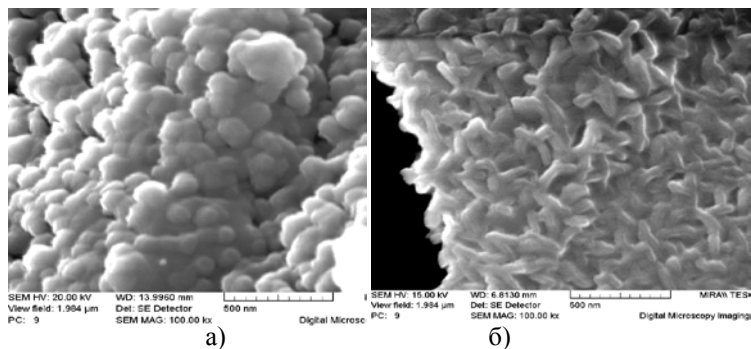


Рисунок 1 – Микроструктура ПНК, синтезированной из пигментной алюминиевой пудры ПАП-2 без ингибитора (а) и в его присутствии (б).