

УДК 666.3.016, 666.3-134.1

**СТРУКТУРО- И ФАЗООБРАЗОВАНИЕ ПОРОШКОВ МИКРОСФЕР
АЛЮМОМАГНЕЗИАЛЬНОЙ ШПИНЕЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ
МЕТОДА ХИМИЧЕСКОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЙ-
МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МАГНИЯ****Васин Александр Александрович¹**

канд. техн. наук

Заведующий Лабораторией материаловедения

Центра коллективного пользования

e-mail: vasin8989@gmail.com**Корнюшин Максим Витальевич¹**

Техник Лаборатории материаловедения

Центра коллективного пользования

e-mail: maksim.korn0312@yandex.ru**Омаров Асиф Юсифович¹**

канд. техн. наук

Старший научный сотрудник

Центра перспективных исследований и разработок

e-mail: asif.omarov@yandex.ru**Марченко Сергей Сергеевич**

ФГБНУ «Экспертно-аналитический центр»

¹Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский политехнический университет»
(Московский Политех, Россия, 107023 г. Москва, ул. Большая Семеновская, д.38)

Аннотация

В статье приводятся результаты исследования процессов, лежащих в основе формирования полых алюмо-магнезиальных микросфер при химическом диспергировании алюминий-магниевого сплава с повышенным содержанием магния. Уточняется механизм образования микросфер и факторы, определяющие их структурные особенности и размеры. Показано влияние добавок магния на процессы формирования структуры полых микросфер и их количество. Изучена тонкая структура порошков до и после термической обработки.

Ключевые слова: алюмомагнезиальная шпинель, сырье, порошки, полые микросферы, керамика, высокопористые материалы, химическое диспергирование, теплоизоляция, огнеупоры.

STRUCTURAL AND PHASE FORMATION OF ALUMINA-MAGNESIAN SPINEL MICROSPHERES POWDERS USING THE METHOD OF CHEMICAL DISPERSION OF ALUMINUM-MAGNESIUM ALLOYS WITH A HIGH CONTENT OF MAGNESIUM

Alexandr A. Vasin¹

candidate of Sciences in Technology

Head of the Laboratory of Materials Science of the Center for Collective Use

e-mail: vasin8989@gmail.com

Maxim V. Korniushev¹

Technician Laboratory of Materials Science Center for Collective Use

e-mail: maksim.korn0312@yandex.ru

Asif Yu. Omarov¹

candidate of Sciences in Technology

Senior Researcher, Center for Advanced Research and Development

asif.omarov@yandex.ru

Sergey S. Marchenko

Federal State Budgetary Scientific Institution "Expert and Analytical Center"

¹Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education «Moscow Polytechnic University»

Moscow Polytechnic University, Russia, 107023 Moscow, Bolshaya Semenovskaya St., 38

ABSTRACT

The article presents the results of a study of the processes underlying the formation of hollow microspheres alumomagnesium by chemical dispersion of aluminum-magnesium alloys with a high content of magnesium. The mechanism of formation of microspheres and the factors determining their structural features and sizes are specified. The influence of magnesium additives on the formation of the structure of hollow microspheres and their number is shown. The fine structure of powders before and after heat treatment was studied.

Key words: alumina-magnesian spinel, raw materials, powders, hollow microspheres, ceramics, highly porous materials, chemical dispersion, thermal insulation, refractories.

Введение

Одной из важных проблем керамического материаловедения является создание керамики, сочетающей малую плотность и высокий уровень эксплуатационных свойств. В настоящее время большое внимание уделяется материалам, содержащим в своем составе алюмомагнезиальную шпинель. Алюмомагнезиальная шпинель противостоит воздействию воды, минеральных кислот, расплавов щелочей, углерода, многих металлов, в том числе расплавленных, вакуума (более 1600 °С) и металлургических шлаков, причем, в отношении последних, она более устойчива чем Al_2O_3 . Огнеупоры на основе

алюмомагнезиальной шпинели применяют в условиях протекания экзотермических реакций, образования локальных зон перегрева, очистки кислородом блоков донной продувки, длительном пребывании стали в ковшах, сопровождающимся наклонами и ударами при установке, сильной циркуляции расплавленного металла, вакуумирования, присутствия различных шлаков активного действия, проникания расплавов в трещины футеровки, процессов расклинивания, сильных термических ударов и др.

В технологии получения изделий из такого материала отдельной технологической операцией является стадия синтеза шпинели, которой уделяется большое внимание. Упрощение данной стадии или ее исключение, снижение роли чистоты и дисперсности исходных сырьевых компонентов, исключение необходимости их тщательного подбора, а также необязательность использования различных сред при термообработке, являются весьма перспективными и нерешенными задачами. Шпинель обладает сравнимой с корундом истинной плотностью $3,58 \text{ г/см}^3$, которая во многом зависит от условий синтеза. Опыт производства керамических материалов показывает, что задача снижения веса изделий при сохранении их эксплуатационных характеристик может быть решена с использованием полых микросфер. Использование таких полых микросфер позволяет контролировать структуру порового пространства, снизить плотность, повысить термостабильность, огнеупорные и теплоизоляционные свойства материалов. Традиционные методы, позволяющие получать активные к спеканию порошки с описанными выше характеристиками, являются сложными, дорогостоящими и низко технологичными. На сегодняшний день существуют технологии получения микросфер и микробаллонов из Al_2O_3 и SiO_2 , но не существует способа получения микросфер или микробаллонов микронного и субмикронного размерных диапазонов из алюмомагнезиальной шпинели с большим выходом готового продукта. Это и определяет актуальность проводимой авторами статьи работы, посвященной разработке принципиально новой технологически простой и энергосберегающей схемы получения полых микросфер алюмомагнезиальной шпинели.

Основным научным заданием работы является разработанный авторами метод химического диспергирования алюминий-магниевого сплава, описанный в работах [1-8]. В них был отработан технологический процесс получения порошков и пористого керамического материала из химически диспергированных алюминий-магниевого сплава с содержанием магния 0,6; 1,5; 3,0; 6,0; 12,0 и 20% масс. Технологический процесс изготовления порошков включал следующие стадии: химическое диспергирование стружки указанных сплавов в водном растворе щелочи, отмывка осадка методом декантации, фракционирование, сушка и термическая обработка порошка. С использованием этих сплавов было изучено влияние, оказываемое увеличением магния, на состав, структуру и свойства порошков и разрабатываемых керамических материалов.

Результаты исследования показали, что получаемые порошки содержат мелкодисперсную фазу, состоящую из субмикронных и микронных кристаллов и агломератов, образованных мелкодисперсной фазой, межагломератных пор, а также полых округлых гранул. Во всех порошках было зафиксировано образование полых сфероидизированных частиц [4-8]. Как и предполагалось, увеличение массовой доли магния в исходном сплаве приводило к повышению выхода алюмомагниевого шпинели.

Обнаружение в структуре частиц порошка после термообработки и в структуре керамического материала сфероидизированных частиц алюмомагнезиальной шпинели с размером от 1 мкм стало одним из наиболее интересных результатов проведенных исследований. С увеличением содержания магния округлые гранулы встречались чаще.

Важной задачей являлось продолжение исследования влияния магния на состав, структуру и свойства получаемых методом химического диспергирования порошков и керамик из них. В статье впервые приводятся результаты исследования процессов,

лежащих в основе формирования полых алюмо-магнезиальных сфероидизированных частиц (микросфер) при химическом диспергировании алюминий-магниевого сплава с повышенным содержанием магния. Уточняется механизм образования сфер и факторы, определяющие их структурные особенности и размеры.

Описание модели процесса химического диспергирования алюминий-магниевого сплава

Химическое диспергирование алюминиево-магниевого сплава в NaOH представляется как процесс их разрушения, целью которого является измельчение материала вследствие реакции, приводящей к образованию жидкого и газообразного продуктов, и дисперсных частиц. В результате взаимодействия алюминий-магниевого сплава с водным раствором щелочи происходит адсорбция активных ионов Na^+ и групп OH^- по его поверхности. Реакция между этими реагентами более интенсивна по границам зерен (3) сплава (1) и в местах выхода линий дислокаций на поверхность зерен (4) (Рисунок 1 (a)).

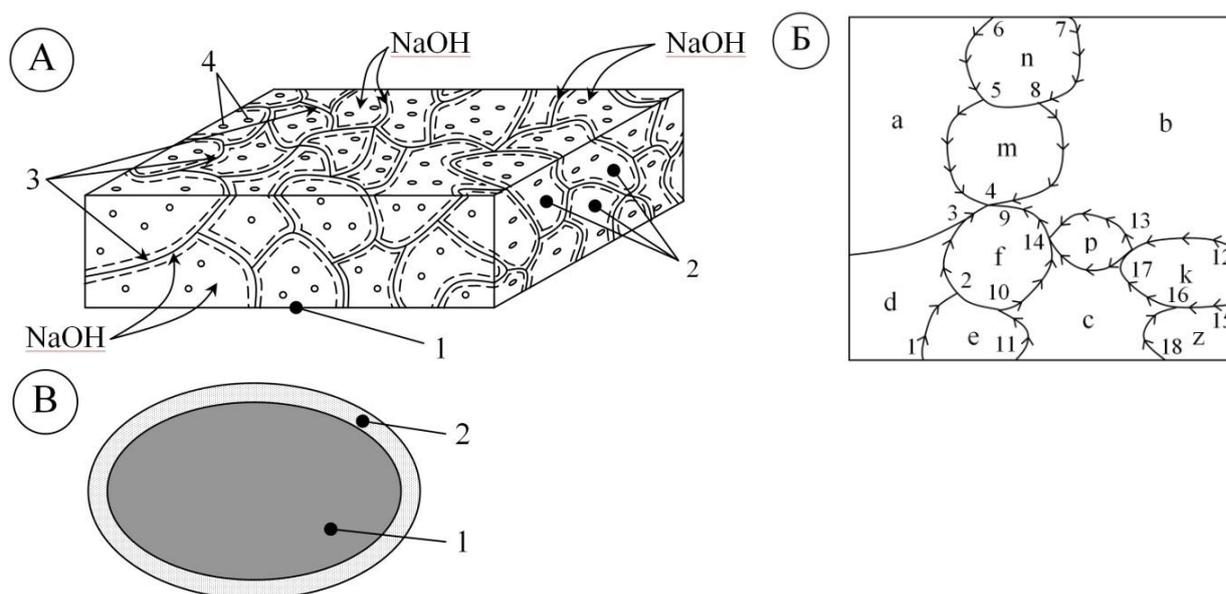


Рисунок 1. Схематическое представление процесса химического диспергирования сплава Al-Mg водным раствором щелочи – NaOH

А. 1 – пластинка диспергируемого материала; 2 – зерна сплава; 3 – межзеренные границы (сплошные линии); 4 – области выхода линий дислокаций на поверхность зерен; (-----) пунктирная линия – представление растекания и покрытия поверхности сплава раствором щелочи.

Б. Направление распространения коррозии по межзеренным границам ($\rightarrow\rightarrow\rightarrow\rightarrow$); e, f, m, n, p, k, z – мелкие зерна; a, b, c, d – крупные зерна; 1, 2, 3, 4 – 6, 5, 4; 11, 10, 14, 9 – 7, 8, 9 – встречные направления распространения коррозии с поверхности внутрь объема сплава; 12, 13, 14; 12, 17, 14; 15, 16, 17; 18, 16 – однонаправленное распространение коррозии с поверхности внутрь объема сплава.

В. Структура округлых гранул – продукта химического диспергирования алюминиевого сплава. 1 – ядро (не прореагировавший алюминиевый сплав); 2 – металл-гидроксидная оболочка

Так как скорость такой зернограничной коррозии в значительной степени определяется объемной долей наиболее мелких зерен, то щелочь наиболее активна должна разъедать сплавы с меньшим содержанием магния, из-за меньшего количества выросшей интерметаллидной β -фазы.

Если скорость зернограницной коррозии (Рисунок 1 (б)) будет максимальна по поверхности мелких зерен (e, f, m, n) во встречных направлениях (1, 2, 3, 4 и 6, 5, 4; 11, 10, 9 и 7, 8, 9), то из сплава будут диспергироваться мелкие зерна и совокупность крупных зерен (a, d), связанных низкоэнергетичной плоской границей. Развитие зернограницной коррозии во встречных направлениях 7, 8, 9 и 11, 10, 9, а также однонаправленное ее распространение в направлениях 18, 16, 17, 14; 12, 13, 14 и 15, 16 будет приводить к выделению в реакционный объем крупных зерен (c, b), а также группы мелких зерен (z, k, p).

Образовавшиеся частицы алюминиево-магниевого сплава (зерна) пассивируются по поверхности металлогидроксидной оболочкой (Рисунок 1 (в)), что является в своем роде микрокапсулированием частиц сплава и препятствует дальнейшему их разрушению.

Для исследования процесса образования сфероидизированных частиц и описания механизма их образования были подготовлены образцы, представляющие собой стружку из сплавов АМг6, АМг12 и АМг20. Образцы были подвержены воздействию раствора щелочи NaOH с концентрацией 4 моль/л.

Изучение тонкой структуры порошков до и после термической обработки

Структурные особенности порошков, полученных в результате химического диспергирования указанных выше сплавов, до и после термической обработки были исследованы с использованием растровой электронной микроскопии. Для исследования использовались данные о составе фаз, полученные методом рентгенофазового анализа.

В результате сравнения порошков установлено, что с увеличением содержания магния значительно увеличивается выход сфероидизированных частиц, как продукта химического диспергирования, и уменьшение их размеров. Размерный диапазон сфероидизированных частиц для порошка из сплава АМг20 составляет 1–20 мкм. Порошок, полученный из этого сплава, состоит преимущественно из таких частиц.

Фазовый состав порошка, полученного химическим диспергированием сплава АМг20, представлен следующими фазами: $\text{Al}(\text{OH})_3$ – Gibbsite, $\text{Al}(\text{OH})_3$ – Bayerite, $\text{AlO}(\text{OH})$ – γ -Boehmite, $\text{Mg}_2\text{Al}(\text{OH})_6(\text{CO}_3)_{0.5}\text{H}_2\text{O}$, Al_3Mg_2 . В порошке обнаружена фаза Al_3Mg_2 , наличие которой объясняется неполным разрушением и вступлением в реакцию частиц интерметаллидной фазы за счет пассивации их поверхности.

Помимо большого количества сфероидизированных частиц в порошке присутствуют субмикронная и микронная кристаллическая составляющая, самостоятельная, а также объединенная в отдельные изометричные агломераты. Размер агломератов варьируется в диапазоне от 5 до 20 мкм. По поверхности округлых гранул распределена мелкодисперсная фаза в виде субмикронных и микронных кристаллов, представляющих собой различные гидратные формы. Как и в случае [4], округлые гранулы обладают слоистой структурой, состоящей из сферических ядер, вероятно, из не прореагировавшего сплава и чередующихся оболочек из различных гидратных форм алюминия.

Рельеф поверхности сфероидизированных частиц можно охарактеризовать не только как ступенчатый (вследствие преимущественной коррозии β -фазы сплава), но и как «игольчатый» (Рисунок 2), являющийся результатом химического травления щелочью по высокоэнергетическим межзеренным границам. Проявление сфероидизации связано со стремлением к минимуму поверхностной энергии частиц в ходе щелочной коррозии. В порошке встречалось сращивание таких частиц, являющееся результатом слипания по поверхностной MeOH-фазе. Игольчатая структура их поверхности объясняется формированием игольчатых кристаллов из пересыщенного натрий-алюминатного раствора ($\text{NaAlO}_2(\text{p-p}) \rightarrow \text{Al}(\text{OH})_3(\text{крист.})$). В этом случае центрами кристаллизации (центрами роста кристаллов) могут выступать несовершенства структуры поверхности частиц

(микровыступы, микровпадины, межзеренные границы), обладающие избыточной поверхностной энергией. В этом случае образуются канавки химического травления с соответствующими впадинами и гребнями. Как видно на рисунке 3, частицы мелкодисперсной фазы представлены изометричными частицами как индивидуальными, так и объединенными в агломераты. Наблюдаются пластинчатые частицы, размер которых укладываются в диапазон от 0,2 до 3 мкм.

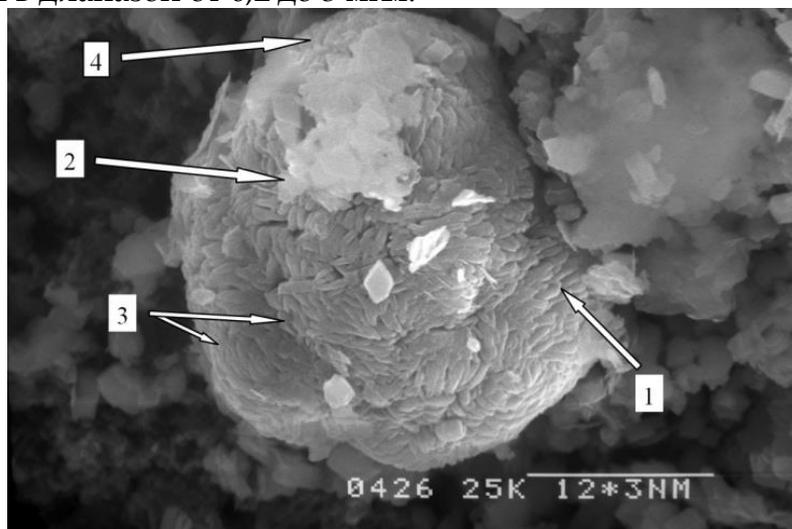


Рисунок 2. Вид сфероидизированной частицы (длина линии-метки 12 мкм):
1) канавки химического травления; 2) пластинчатые частицы; 3) ступенчатый рельеф поверхности; 4) «игольчатый» рельеф поверхности сфероидизированной частицы

После термообработки при температуре 1090 °С, определенной в результате дифференциально-термического анализа, в течение одного часа в исследуемом порошке методом рентгенофазового анализа было зафиксировано увеличение доли мелкокристаллической связки, представленной смесью кристаллов $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и Al_2MgO_4 с близкой к изометричной формой частиц и размером от 100 до 300 нм. В результате термообработки мелкокристаллическая связка отрывается от поверхности округлых частиц, что может являться следствием различных значений их ТКЛР. Припекание мелкодисперсной фазы к поверхности округлых гранул наблюдалось в редких случаях.

Пористость полученного после термообработки порошкового продукта складывается из межагломератных пор, пор, возникающих на стыках округлых гранул, а также суммарного закрытого внутреннего порового пространства микросфер (Рисунок 3).

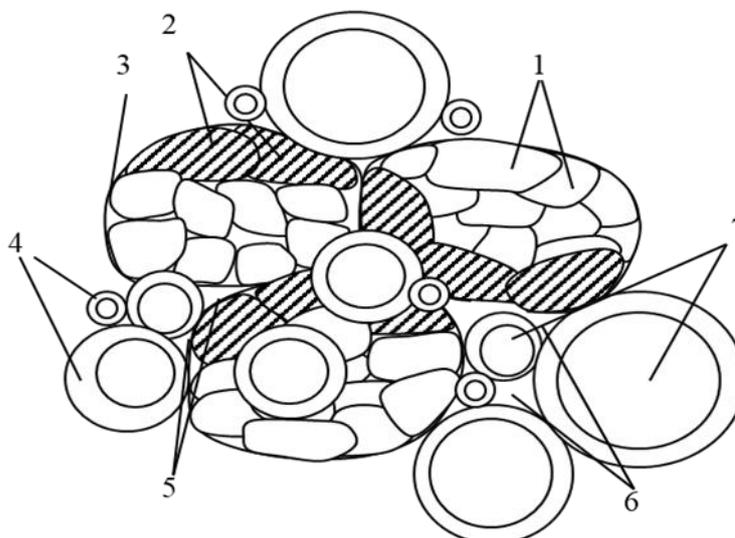


Рисунок 3. Структура и фазовый состав порошкового продукта после его термической обработки: 1) кристаллы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (0,2–0,3 мкм); 2) кристаллы Al_2MgO_4 (0,2–0,3 мкм); 3)

агломераты (4–15 мкм); 4) микросферы (1–15 мкм); 5) поры между агломератами; 6) поры между сферическими частицами; 7) закрытое поровое пространство микросфер (полости внутри).

После термической обработки порошка сфероидизированные частицы превращаются в полые микросферы (рисунок 4). В результате проведенных ранее исследований [4, 5] сложились определенные представления о механизме образования микросфер. В данной работе исследование было продолжено, а механизм образования полостей был наглядно продемонстрирован.

Механизм формирования полых микросфер был уточнен по результатам исследования порошков из сплава АМг20, подвергнутых термической обработке при различных температурах (800-1090 °С).

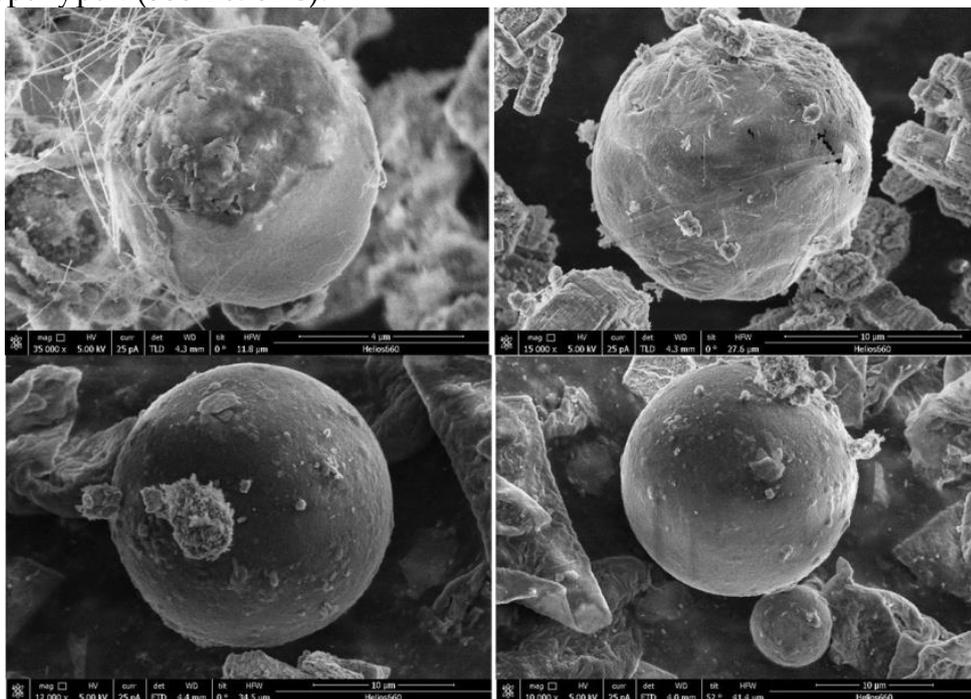


Рисунок 4. Вид частиц порошка – продукта химического диспергирования сплава АМг20 после термообработки при 1090 °С в течение одного часа

Структура и фазовые составляющие сфероидизированных частиц, полученных в результате химического диспергирования, схематически показаны на Рисунке 5.

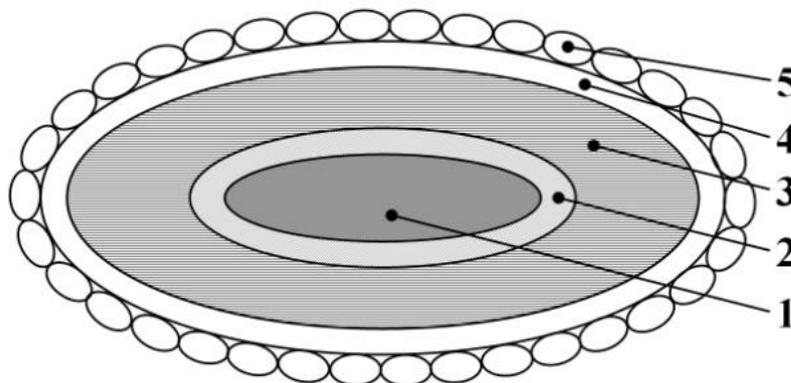


Рисунок 5. Структура и фазовый состав округлых гранул, полученных в результате химического диспергирования: 1) ядро, 0,2–13 мкм в диаметре (металлическая фаза – не прореагировавший алюминиевый сплав); 2) бемит (слой 0,1–3 мкм); 3) байерит (0,2–6 мкм); 4) аморфная гидратная фаза (Al_2O_3-MgO) nH_2O (10–12 мкм); 5) субмикронные частицы байерита

В ходе термообработки из гидратной фазы (4) синтезируются кристаллы шпинели (3/), а из частиц байерита (5) – кристаллы α - Al_2O_3 (7). При этом оболочки из бемита (2) и мелкокристаллического байерита (3) срачиваются и превращаются в кристаллическую фазу α - Al_2O_3 (2/) (Рисунок 6 а,б).

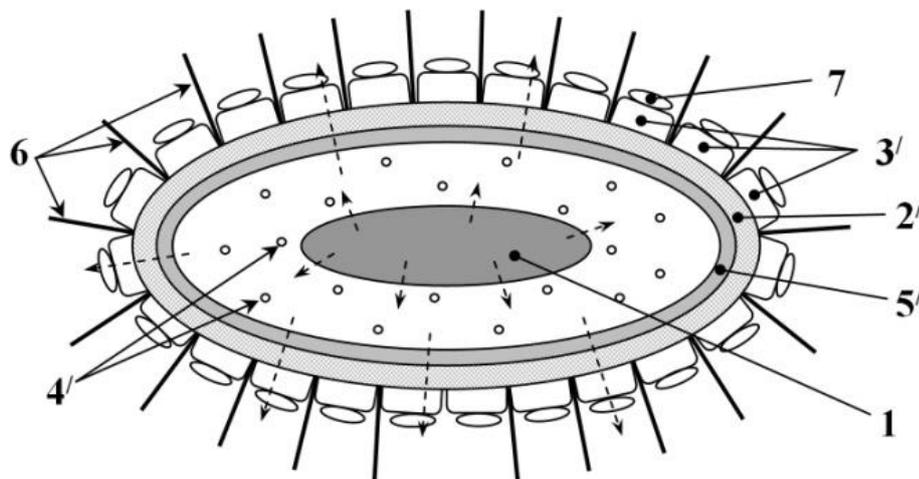


Рисунок 6. Схема структуры полых округлых гранул, формирующихся в процессе термообработки (1090°C, воздух, 1 час): 1) ядро; 2/) кристаллическая оболочка из α - Al_2O_3 ; 3/) кристаллы Al_2MgO_4 ; 4/) молекулы пара Mg и субоксидов Al ; 5/) конденсированный слой α - Al_2O_3 и Al_2MgO_4 ; 6) нитевидные кристаллы α - Al_2O_3 ; -- → -- направление диффузии молекул пара Mg и субоксидов Al ; 7) кристаллы MgO

Температура процесса термообработки порошкового продукта (1090°C) превышает температуру плавления Al (660°C) и Mg (650°C) в 1,65 – 1,68 раза. При этой температуре алюминий и магний, входящие в состав ядра (1), существуют совместно в виде перегретого расплава, покрытого оксидной пленкой, толщина которой, по данным разных авторов, может составлять 10^{-1} – 10^{-4} мкм [9-11]. Известно также [12], что вследствие присутствия магния в сплаве повышается проницаемость оксидной пленки для молекул.

Следует отметить, что кристаллы α - Al_2O_3 и шпинели располагаются в виде тонкого слоя (5/) на внутренней поверхности оболочки (2/), а также в объеме ее межкристаллических пор.

Процесс конденсации кристаллов α - Al_2O_3 и шпинели описан следующим образом:



В реакциях (1) и (2) роль окислителя выполняет атомарный кислород, образующийся вследствие термической диссоциации молекул кислорода воздуха ($\text{O}_2 \rightarrow \text{O}^\bullet + \text{O}^\bullet$) в указанном температурном интервале.

В последовательности химических превращений (1) происходит повышение степени окисления алюминия ($\text{AlO}_{0,5} \rightarrow \text{AlO} \rightarrow \text{AlO}_{1,5}$) с выделением кристаллической фазы, соответствующей его максимальной степени окисления.

В ходе реакций (2) может происходить одновременное взаимодействие молекул пара магния с молекулами пара низшего субоксида (Al_2O) и с молекулами пара субоксида с более высокой степенью окисления алюминия (AlO). При этом конденсация кристаллов шпинели будет наблюдаться при достижении стехиометрического соотношения атомов $\text{Al}:\text{Mg}:\text{O}$ (2:1:4).

Таким образом, образование кристаллических фаз – α - Al_2O_3 и Al_2MgO_4 реализуется путем последовательности газотранспортных реакций в цепочках (7) и (8). Излишек магния конденсируется на поверхности в виде окиси.

В итоге, полное испарение металлического ядра (1) с последующей конденсацией его паров на внутренней поверхности оболочки (2'), в объеме ее межкристаллических пор и за ее пределами в виде кристаллов, приводят к образованию замкнутой полости.

Процесс образования нитевидных кристаллов в направлении диффузии молекул пара Mg и субоксидов наглядно представлен на Рисунок 7.

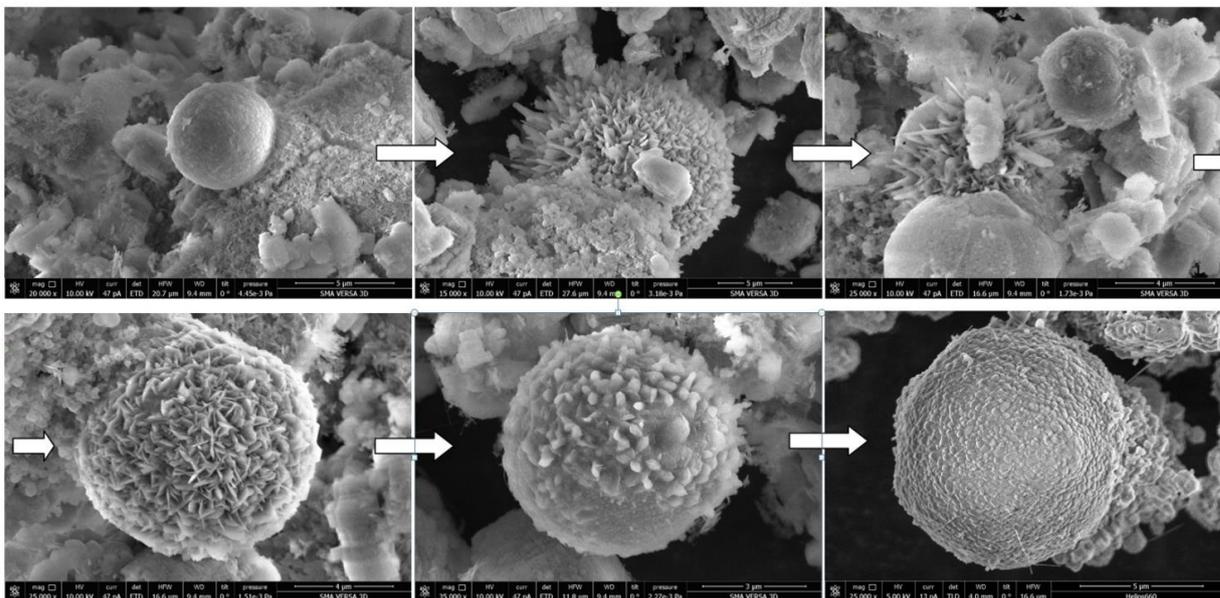


Рисунок 7. Эволюционные превращения, происходящие в структуре микросфер при повышении температуры обработки порошка

Для изучения внутреннего строения сфероидизированной частицы и полости микросферы после термообработки при помощи сканирующего электронного микроскопа FEI VERSA 3D был подготовлен срез фокусированным направленным ионным пучком (Рисунок 8).

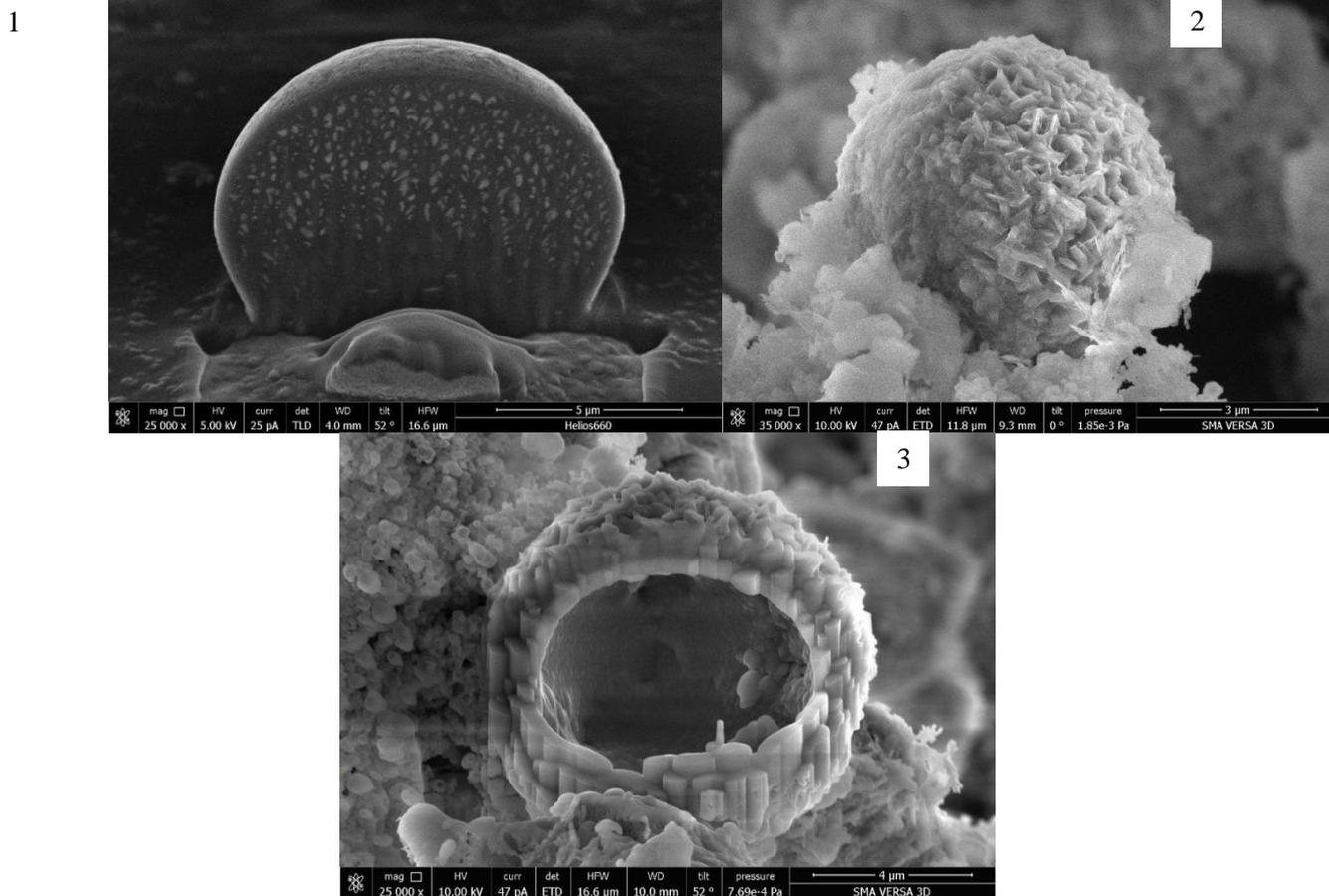


Рисунок 8. Изучение внутреннего строения полости микросферы: 1) сфероидизированная частица до термообработки (срез); 2) полая микросфера после термообработки; 3) срез полой микросферы после термообработки

Фазовый состав порошков был определен методом рентгенофазового анализа. После разрезания полой микросферы с использованием установки рентгеноспектрального анализа сканирующего электронного микроскопа был определен качественный и количественный элементный состав плотной оболочки.

Алюмомагнезиальная шпинель начинает образовываться при температуре 800 °С, а начало образования твердых растворов лежит в области температур 1000-1200 °С. В результате изучения порошка было показано, что оболочка в процессе термообработки приобретает структуру, состоящую из кристаллов твердого раствора внедрения α - Al_2O_3 в кристаллическую решетку шпинели. Вероятно, при достижении температуры спекания в 1090 °С фазы MgO и Al_2O_3 , находившиеся в свободном состоянии в порошке, полностью перешли в твердые растворы внедрения на основе шпинели. В результате термической обработки при 1400 °С порошок представляет собой компакт с развитой системой контактов из полых микросфер с плотной кристаллической оболочкой из кристаллов шпинели Al_2MgO_4 и мелкокристаллической связки, представленной частицами шпинели нестехиометрического состава равной изометричной формы. Сфероидизированные частицы (микросферы) являются полыми, их оболочка – высокоплотная. Рекристаллизационный рост шпинели, составляющей мелкокристаллическую связку, при температуре термической обработки не зафиксирован.

Заключение

В результате проведенной работы впервые установлен механизм, объясняющий влияние магния в алюминий-магниевого сплавах на процессы формирования структуры порошков и заключающийся в том, что в процессе химического диспергирования

протекает избирательная зернограничная коррозия интерметаллидной фазы, количество которой увеличивается с увеличением содержания магния в исходном сплаве. Образовавшиеся в результате диспергирования сплава частицы пассивируются по поверхности металлгидроксидной оболочкой, что приводит к их микрокапсулированию. Результаты электронной микроскопии показали наличие в порошке большого количества округлых гранул и закономерное увеличение их числа (до 70% об.) с увеличением содержания магния. Предложен механизм структурно-фазовой эволюции порошка в процессе термообработки, в соответствии с которым происходит полное испарение металлического ядра капсулы с последующей конденсацией его паров на внутренней поверхности оболочки, в объеме ее межкристаллических пор и за ее пределами в виде кристаллов, что приводит к образованию замкнутой полости. В результате термообработки такие капсулы превращаются в полые микросферы. Впервые изучена микроструктура нового порошкового материала. В результате термической обработки порошок представляет смесь полых микросфер с плотной кристаллической оболочкой из кристаллов шпинели Al_2MgO_4 и мелкокристаллической связки, представленной частицами шпинели нестехиометрического состава равной изометричной формы.

Полые микросферы представляют собой перспективную базу для создания керамических материалов с пористостью выше 90%, обладающих уникальными эксплуатационными свойствами. Поэтому актуальным и перспективным направлением дальнейшей работы можно считать разработку основанной на методе химического диспергирования технологии высокопористого, ультралегковесного теплоизоляционного материала, состоящего из шпинельных микросфер, связанных тонкой прослойкой мелкодисперсной фазы шпинельной природы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации по Гранту Президента № МК-1449.2019.8 (соглашение № 075-15-2019-698) на тему «Получение, изучение и применение полых микросфер алюмомагнезиальной шпинели в качестве исходного порошкового сырья для производства керамики с высокими эксплуатационными свойствами» на оборудовании Центра коллективного пользования Московского Политеха.

Список литературы

1. Шляпин, А.Д. Метод химического диспергирования как способ получения нанодисперсного порошка оксида алюминия для изготовления конструкционных нанокерамик с уникальными свойствами / А.Д. Шляпин, В.П. Алехин, А.Ю. Омаров, Ю.Г. Трифонов, А.А. Васин // Наноинженерия. – 2013. – №3. – С. 9-13.
2. Трифонов, Ю.Г. Структура алюмооксидного порошка, полученного химическим диспергированием сплава Al-Ti и спеченной из него керамики / Ю.Г. Трифонов, А.Ю. Омаров, А.Д. Шляпин, А.А. Васин // «Инновации и инвестиции». – 2013. – №4.
3. Шляпин, А.Д. Физико-механические свойства керамических материалов, полученных при химическом диспергировании алюминиевого сплава марки АК-12 / А.Д. Шляпин, А.Ю. Омаров, В.П. Тарасовский, Ю.Г. Трифонов, А.И. Айрих // Новые огнеупоры. – 2013. – № 7. – С. 30-33.
4. Трифонов, Ю.Г. Структура и фазовый состав нового керамического материала, получаемого из продукта химического диспергирования сплава AlMg12 / Ю.Г. Трифонов, А.Ю. Омаров // Письма о материалах – 2013. – Т.3, №4. – С. 272-275.
5. Васин, А.А. Пористая керамика из порошков, полученных методом химического диспергирования сплава Al-Mg (20 масс. %) / А.А. Васин, В.П. Тарасовский, В.В. Рыбальченко, А.Ю. Омаров // Новые огнеупоры. – 2014. – № 11. – С. 47-49.

6. A.A. Vasin, V.P. Tarasovskii, V.V. Rybalchenco, A.Yu. Omarov / Porous ceramic made from powders prepared by chemical dispersion of alloy Al-Mg (20 wt.%) // *Refractories and Industrial Ceramics*. - 2015. - Vol. 55, N. 6. - P. 532-535.
7. А.А. Васин, В.П. Тарасовский, А.Ю. Омаров, В.В. Рыбальченко / Исследование процесса синтеза керметов из порошков, полученных химическим диспергированием Al-Mg (20 масс. %) - сплава // *Новые огнеупоры*. - 2015. - №. С. 62-65.
8. A.A. Vasin, V.P. Tarasovskii, V.V. Rybalchenco, A.Yu. Omarov / Study of cermet synthesis from powders prepared by chemical dispersion of Al-Mg (20 wt.%) - alloy // *Refractories and Industrial Ceramics*. - 2015. Vol. 56, N. 3. - P. 532-535.
9. Похил, П.Ф. Горение порошкообразных материалов в активных средах / П.Ф. Похил [и др.]. - М.: Наука, 1972. - 294 с.
10. Ильин, А.П. Горение алюминия и бора в сверхтонком состоянии / А.П. Ильин, А.А. Громов. - Томск: изд-во Томского университета, 2002. - 154 с.
11. Тихов, С.Ф. Пористые композиты на основе оксид-алюминиевых керметов (синтез и свойства) / С.Ф. Тихов [и др.]. - Новосибирск: изд-во СО РАН, филиал «Гео», 2004. - 205 с.
12. Беляев, А.И. Металловедение алюминия и его сплавов (справочное издание 2-е переработ. и дополн.) / А.И. Беляев [и др.]. - М.: Металлургия, 1983. - 280 с.

References

1. Slyapin A.D., V.P. Alehin, Omarov A.Yu., Trifonov Yu. G., A.A. Vasin. Chemical dispersion method as a method of producing nanosized alumina powder for the manufacture of structural nanoceramics with unique properties // *Nanoengineering*. - 2013. - № 3. - P. 9-13 [in Russian].
2. Trifonov Yu. G., Omarov A.Yu., Slyapin A.D., A.A. Vasin. The structure of alumina powder obtained by chemical dispersion of an Al-Ti alloy and sintered ceramic // *Innovation and investment*. - 2013. - № 4 [in Russian].
3. Slyapin A.D., Omarov A.Yu., V.P. Tarasovskii, Trifonov Yu. G., A.I. Airih. Physico-mechanical properties of ceramic materials obtained by chemical dispersion of an aluminum alloy grade AK-12 // *New refractories*. - 2013. - № 7. - p. 30-33 [in Russian].
4. Trifonov Yu. G., Omarov A.Yu. The structure and phase composition of the new ceramic material obtained from the chemical dispersion product of AMg12 alloy // *Material Letters* - 2013. - Vol.3, № 4. - P. 272-275 [in Russian].
5. A.A. Vasin, V.P. Tarasovskii, V.V. Rybalchenco, Omarov A.Yu. Porous ceramics from powders obtained by chemical dispersion of an Al-Mg alloy (20 wt.%) // *New refractories*. - 2014. - № 11. - P. 47-49 [in Russian].
6. A.A. Vasin, V.P. Tarasovskii, V.V. Rybalchenco, A.Yu. Omarov / Porous ceramic made from powders prepared by chemical dispersion of alloy Al-Mg (20 wt.%) // *Refractories and Industrial Ceramics*. - 2015. - Vol. 55, N. 6. - P. 532-535.
7. A.A. Vasin, V.P. Tarasovskii, Omarov A.Yu., V.V. Rybalchenco The study of the synthesis of cermets from powders obtained by chemical dispersion of Al-Mg (20 wt.%) Alloy // *New refractories*. 2015. - №.- P. 62-65 [in Russian].
8. A.A. Vasin, V.P. Tarasovskii, V.V. Rybalchenco, A.Yu. Omarov / Study of cermet synthesis from powders prepared by chemical dispersion of Al-Mg (20 wt.%) - alloy // *Refractories and Industrial Ceramics*. - 2015. Vol. 56, N. 3. - P. 532-535.
9. Pohil, P.F. Combustion of powdered materials in active media / P.F. Pohil [and others]. - *The science*, 1972. - 294 p. [in Russian].
10. Il'in, A.P. Superfine burning of aluminum and boron / Il'in, A.P., A.A. Gromov. - Tomsk: Tomsk University Publishing House, 2002. - 154 p. [in Russian].

11. Tihov, S.F. Porous composites based on aluminum oxide cermets (synthesis and properties) / Tihov, S.F. [and others]. – Novosibirsk: publishing house SB RAS, Geo branch, 2004. – 205 p. [in Russian].
12. Belyaev, A.I. Metallurgy of aluminum and its alloys (reference edition 2 – nd revised and supplemented) / Belyaev, A.I. [and others]. – Metallurgy, 1983. – 280 p. [in Russian].