

Структура, фазовый состав и реологические свойства порошков, полученных химическим диспергированием сплавов Al с Mo, V и Zr*

Омаров А.Ю., Шляпин А.Д.
Московский политехнический университет
г. Москва, Российская Федерация
6883412@mail.ru

Аннотация. Введение в алюмооксидную керамику тугоплавких элементов для повышения ее свойств, как правило, осуществляется путем смешивания оксидов алюминия с оксидами соответствующих тугоплавких металлов. В данной работе эта задача решается путем предварительного сплавления тугоплавкого элемента с алюминием и последующего диспергирования полученного сплава в водных растворах щелочей. Обсуждаются особенности микроструктуры, фазового состава и реологических свойств порошков, полученных химическим диспергированием сплавов Al-Mo, Al-V и Al-Zr с 10 масс. % тугоплавкого элемента в 20% водном растворе едкого натра, а также влияние на эти свойства термообработки при 1250 °С. На основании данных РФА и электронной микроскопии сделан вывод о том, что термообработка порошка приводит к значительным фазовым и структурным превращениям порошка и является необходимым этапом подготовки к спеканию.

Ключевые слова: алюминий, оксиды, сплавы, молибден, ванадий, цирконий, диспергирование химическое

ВВЕДЕНИЕ

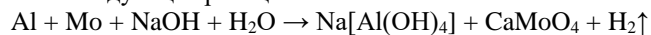
Повышение уровня свойств традиционных керамических материалов и создание новых видов керамики невозможно без повышения качества исходных порошков и целенаправленного изменения их химического состава. Разработка новых технологических решений, принципов выбора добавок способствует созданию материалов, обладающих улучшенными (часто уникальными) физико-техническими характеристиками, либо рядом специальных свойств.

В этой связи большой интерес представляют порошки, полученные методом химического диспергирования алюминиевых сплавов в растворе едкого натра, который ранее был разработан в Московском государственном промышленном университете (сейчас в составе Московского политехнического университета) [1]. Этот метод позволяет без значительных затрат получать исходное сырье с наноразмерными частицами легированными различными элементами. К настоящему времени довольно детально изучены порошки, полученные диспергированием сплавов алюминия с кремнием и магнием, а также структура и свойства керамик, полученных спеканием этих порошков. Влияние тугоплавких элементов на структуру и свойства таких порошков и керамик, спеченных из них, фактически не изучено.

В данной работе описаны результаты изучения микроструктуры, фазового состава и реологических свойств порошков, полученных химическим диспергированием в 20% водном растворе NaOH сплавов Al-Mo, Al-V и Al-Zr с 10 масс. % тугоплавкого элемента, а также влияния на них сушки и термообработки. Полученные результаты будут, несомненно, полезны при рациональном выборе состава исходных порошков для получения керамик с заданными свойствами.

ПОРОШКИ ГИДРОКСИДА, ПОЛУЧЕННЫЕ ХИМИЧЕСКИМ ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ СПЛАВА Al-10ВЕС%Mo.

В основе химического диспергирования сплава Al-Mo лежит следующая реакция:



Химическое диспергирование алюминий-молибденового сплава осуществляли путем его обработки 20 %-ным водным раствором едкого натра. Полученный осадок промывали дистиллированной водой и фильтровали путем вакуумной фильтрации. Показатель pH среды до промывания составлял 12,8, а после отмывки 8,7 [2].

Соответствующая химическая реакция выглядит следующим образом:



Следует отметить, что исходный не отмываемый осадок приходилось высушивать при повышенной температуре – 200°C, при этом образовывался прочный корж, трудно разрушаемый на отдельные куски (рис. 1). Это связано, по-видимому, с протекающим процессом полимеризации гидроксида алюминия при избыточном содержании щелочных ионов OH- с образованием полимерной цепи (HO)₂-Al-O-Al-(OH)₂.



Рис. 1. Вид порошка после химического диспергирования Al-Mo сплава

* Статья публикуется по рекомендации программного комитета Международной научно-технической конференции “Пром-Инжиниринг” (ICIE-2018), <http://icie-rus.org>. Работа проведена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках Государственного задания № 11.5987.2017/ВУ на выполнение работы “Организация проведения научных исследований” (номер для публикаций: 11.5987.2017/6.7) с использованием оборудования Центра коллективного пользования “Наукоемкие технологии в машиностроении” Московского Политеха.

Продуктами этой реакции являются: гидроксид алюминия (гиббсит), молибдат кальция выделяющихся в виде осадка и газ - водород, также присутствует фаза, которая не определяется РФА. Фазовый состав порошка определяли на приборе D2 PHASER фирмы Bruker, излучение Cu K α , фильтр – Ni. Режим трубки (Cu) 10 мА, 30 кВ.

Результаты РФА порошков Al-10% Mo, масс. представлены в табл.1. Размеры ОКР кристаллических фаз порошков Al-Mo представлены в табл. 2.

Таблица 1

Фаза	Формула	Порошок Al-10Mo	Порошок T=1200 °C Al-10Mo
Unknown	-	1%	7%
Гиббсит	Al(OH) ₃	98%	
Корунд	Al ₂ O ₃		89%
Повеллит	CaMoO ₄	1%	4%

Таблица 2

Фаза	Формула	Порошок Al-10Mo	Порошок T=1200 °C Al-10Mo
Гиббсит	Al(OH) ₃	86	
Корунд	Al ₂ O ₃		240.3
Повеллит	CaMoO ₄	33	92.5

Видно, что основной кристаллической фазой является – гиббсит (α - Al₂O₃ · 3 H₂O) составляющий порошковую пробу после химического диспергирования, а также присутствует 1% об. молибдата кальция, появление которого, по-видимому, связано с взаимодействием порошка с кальцием, присутствующим в воде. Размер области когерентного рассеяния (ОКР) для гиббсита составляет 86 нм, а для молибдата кальция 33 нм. Интересным является то, что в исходном сплаве содержится 10% масс. молибдена, но РФА не определяет присутствие фаз с ванадием, что можно объяснить их аморфностью.

Электронная микроскопия порошков Al-10Mo, полученных химическим диспергированием, показывает, что в материале присутствует много агломерированных частиц (рис. 2), причем агломераты характеризуются формой, близкой к сферической и имеют “радиально-лучевое строение”. Габиту кристаллов, составляющих сферические частицы, призматический. Преобладающий размер агломератов 50-80 мкм, размеры призматических кристаллов находятся в интервале 8-15 мкм (60% об.) и 15-40 мкм (40% об.).

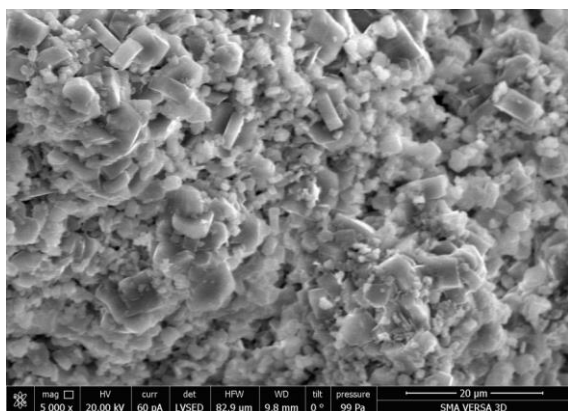


Рис. 2. Структура порошка Al-Mo после химического диспергирования

Результаты электронной микроскопии порошков после термической обработки представлены на рис. 3. Рентгено-спектральный анализ показывает, что молибден находится в виде молибдата кальция и составляет 4% от общего объема. Средний размер кристаллов внутри агломератов порошковой пробы на порядок выше, по сравнению с порошком после химического диспергирования.

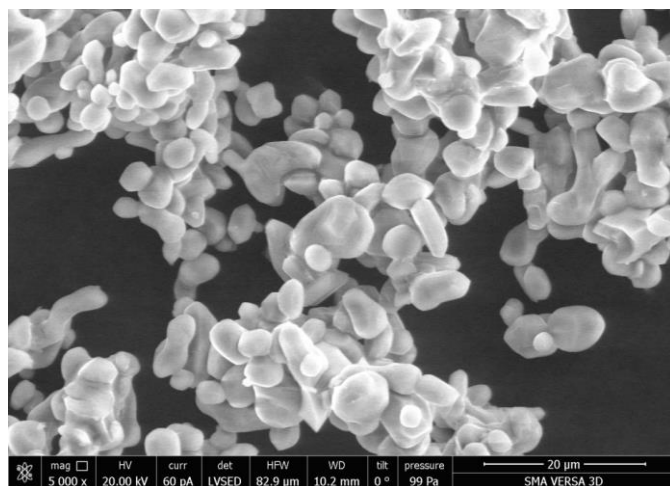
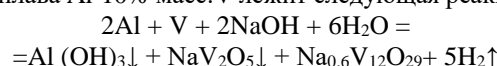


Рис. 3. Структура порошка Al-Mo после термической обработки на 1250°C

После термической обработки появляется жидкая фаза, которая смачивает поверхность порошка, образуя при этом гладкую поверхность в виде сфер и овалов. Большая часть данных частиц при этом уже находится в стадии спекания.

Порошки гидроксида, полученные химическим диспергированием сплава Al -10масс. % V.

В основе процесса химического диспергирования алюминиевого сплава Al-10% масс.V лежит следующая реакция:



Продуктами этой реакции являются: смесь гидроксида алюминия с ванадатом натрия, выделяющаяся в виде осадка, раствор ванадата натрия и водород. Состав осадка был установлен методом рентгенофазового анализа (РФА).

Фазовый состав всех порошков определяли на приборе D2 PHASER фирмы Bruker, излучение Cu K α , фильтр – Ni. Режим трубки (Cu) 10 мА, 30 кВ. Расшифровку спектра и расчёт фазового состава осуществляли с помощью библиотеки JCPDS-ICDD с использованием специализированного программного обеспечения (пакет рентгеноструктурного анализа Topas).

Результаты РФА и размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) кристаллических фаз представлены в табл. 3 и 4. Как видно, основными кристаллическими фазами, составляющими порошковую пробу Al-V после химического диспергирования, являются – гиббсит (α - Al₂O₃ · 3 H₂O) и байерит (β - Al₂O₃ · 3 H₂O) при значительном превалировании гиббсита (54%). (ОКР) для байерита составляет 43 нм, для гиббсита – 41 нм. Также был обнаружен кальцит, но его количество от общего объема составляет 1% процент. Интересно то, что 10% масс. ванадия в исходном сплаве РФА не определяет присутствие фаз с ванадием, что можно объяснить их аморфной структурой.

Порошковая проба Al-10V после термообработки (1250 °C выдержка 90 мин.) представлена корундом (Al₂O₃) 50% и оксидом алюминия (Al₂O₃) 19%, также присутствует большое количество (11%) щербинаита (орторомбический оксид ванадия (V)) и хаггита (моноклинный оксид ванадия (V)) 4%. В пробе присутствует также фаза, которая не идентифицируется с помощью РФА, но имеет кристаллическую структуру ее содержание составляет 16% масс.

Результаты РФА порошков Al-10%V, масс. представлены в табл. 3. Размеры ОКР кристаллических фаз порошков Al-V представлены в табл. 4.

Таблица 3

Фаза	Формула	Al-V (после химического диспергирования)	Al-V (после термической обработки)
Unkown	-	12%	16%
Гиббсит	Al(OH) ₃	54%	
Байерит	Al(OH) ₃	33%	
Кальцит	CaCO ₃	1%	
Корунд	Al ₂ O ₃		50%
Оксид алюминия	Al ₂ O ₃		19%
Щербинаит (орторомбический оксид ванадия V)	V ₂ O ₅		11%
Хаггит (моноклинный оксид ванадия V)	V ₂ O ₅		4%

Таблица 3

Фаза	Формула	Al-V (после химического диспергирования)	Al-V (после термической обработки)
Гиббсит	Al(OH) ₃	41	
Байерит	Al(OH) ₃	43	
Кальцит	CaCO ₃	181	
Корунд	Al ₂ O ₃		107
Оксид алюминия	Al ₂ O ₃		50*
Щербинаит (орторомбический оксид ванадия V)	V ₂ O ₅		36
Хаггит (моноклинный оксид ванадия (V))	V ₂ O ₅		13

Электронная микроскопия порошков Al-V после химического диспергирования представлена частицами сферической формой, распределенным по размерам с положительной асимметрией в область микронных размеров (рис. 4). Частицы имеют сферическую форму и относительно гладкую поверхность. Рентгеноспектральный анализ показывает, что ванадий не проявляется ни в каком виде, что можно объяснить тем, что отдельные участки сплава алюминия с ванадием, не прореагировавшие со щелочью покрываются слоем гидроокиси алюминия и становятся недоступными для рентгеновских лучей. Кроме того, ванадий может присутствовать в рентгеноаморфной фазе (11 масс. %)

Электронная микроскопия порошка Al-V после термообработки показывает, что частицы имеют игольчатую форму размером от менее 0,1 мкм до 8 мкм в длину, кроме того, наблюдаются агрегаты, образующие “ежики” различных размеров.

На электронных снимках явно просматривается процесс разрушения агрегатов пластинчатой формы исходного

оксида алюминия. В результате химического диспергирования алюминиевого сплава происходит наследование размера, формы, но не свойств прекурсора. Образование слоя осадка оксида ванадия сопровождается последовательным замещением гидроксида алюминия. Возникающие при этом микронапряжения кристаллической решетки приводят к возникновению микротрещин и образованию поликристаллической фазы продукта реакции. Водный раствор метасиликата натрия, постепенно заполняет микротрещины, в результате расклинивающего эффекта не получается, но этот процесс облегчает разрушение кристаллов исходной фазы и происходит распад исходной фазы на отдельные фрагменты продуктов реакции.

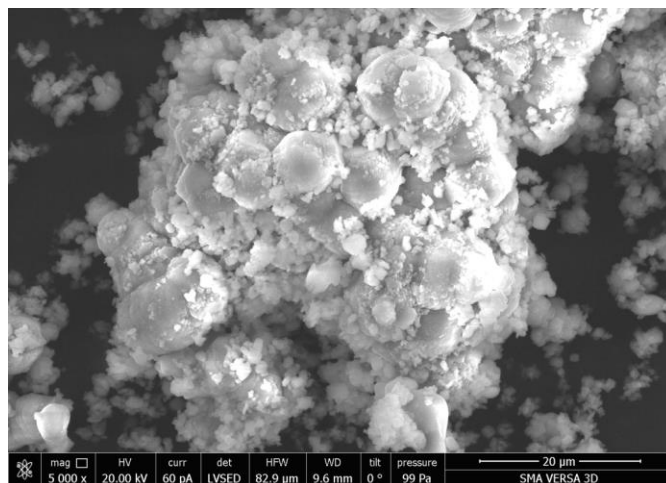


Рис. 4. Структура порошка Al-V полученного после химического диспергирования

Порошок состоит из рыхлых агрегатов, состоящих из частиц игольчатой формы размером от 50 до 250 нм в длину и толщиной около 5-15 нм. Данные электронной микроскопии, представленные на рисунке 5 свидетельствуют о сильной многоуровневой агрегации частиц.

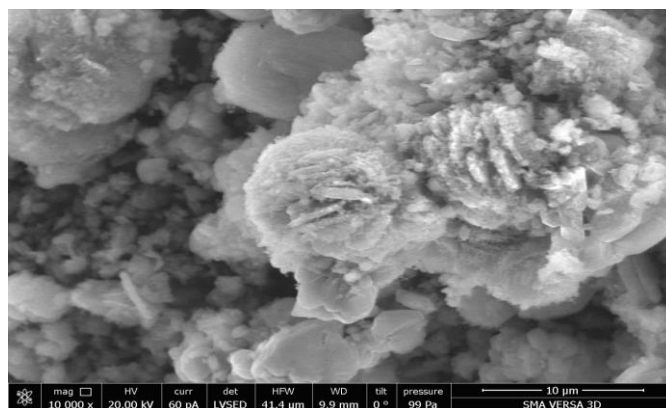


Рис. 5. Структура порошка Al-V после термической обработки на 1250°C

Порошки гидроксида, полученные химическим диспергированием сплава Al-10 масс.% Zr

В основе химического диспергирования сплава Al-Zr лежит следующая реакция:



Продуктами этой реакции являются: смесь гидроксида алюминия с метасиликатом натрия, выделяющаяся в виде осадка, интерметаллид Al_3Zr , алюминатный раствор и водород. Состав осадка был установлен методом рентгенофазового анализа (РФА) на приборе D2 PHASER фирмы Bruker, излучение $Cu K\alpha$, фильтр – Ni.

Результаты РФА и размеры ОКР кристаллических фаз представлены в табл. 5 и 6. Как видно, основными кристаллическими фазами до термообработки являются гиббсит 89% масс. ($\alpha - Al_2O_3 \cdot 3 H_2O$) и интерметаллид 7% масс. Размер областей когерентного рассеяния (ОКР) для гиббсита составляет 43 нм, а для интерметаллида 68 нм.

Результаты РФА порошков Al-10%Zr, масс. представлены в табл. 5. Размеры ОКР кристаллических фаз порошков Al- Zr представлены в табл. 6.

Таблица 5

Фаза	Формула	Al-Zr (после химического диспергирования)	Al-Zr (после термической обработки)
Unknown	-	3%	
Гиббсит	$Al(OH)_3$	89%	
Корунд	Al_2O_3		83%
-	Al_3Zr	7%	
Бадделейт	ZrO_2		12%
Диоксид циркония (тетрагональный)	ZrO_2		3%
Оксид натрия-алюминия	$NaAl_{11}O_{37}$		3%

Таблица 6

Фаза	Формула	Al-Zr (после химического диспергирования)	Al-Zr (после термической обработки)
Гиббсит	$Al(OH)_3$	74	
Корунд	Al_2O_3		82
-	Al_3Zr	68	
Бадделейт	ZrO_2		32
Диоксид циркония (тетрагональный)	ZrO_2		33
Оксид натрия-алюминия	$NaAl_{11}O_{37}$		30*

Порошковая проба Al-10Zr после термической обработки, представлен корундом, область когерентного рассеяния (ОКР) составляет 82 нм. В данной порошковой пробе появляются два оксида циркония, один из них бадделейт, (12% масс.) и диоксид циркония с тетрагональной сингонией (3% масс). Появление метасиликата натрия связано с плохой отмывкой от NaOH. Как видно из РФА, что после химического диспергирования присутствует 7% масс. интерметаллида Al_3Zr , а после термообработки появляются оксиды циркония, количество которых в два раза больше, чем в исходном порошке.

Это можно объяснить, что при термообработке в атмосферной печи при 1250 °C с выдержкой 90 минут, происходит сильный рост объема элементарной ячейки метастабильной тетрагональной фазы диоксида циркония. При температуре выше 900 °C он резко уменьшается в связи с переходом в равновесную тетрагональную модификацию, которая при охлаждении стабильна до 600 °C, спонтанно превращаясь при более низкой температуре в моноклинную модификацию бадделейт.

Анализируя состав порошка оксида алюминия с цирконием после химического диспергирования алюминий-циркониевого сплава, можно отметить наличие в порошке твердого раствора Al_3Zr (7% масс.) (рис. 6.) с выраженной дендритной структурой. Это позволяет утверждать, что указанный состав действительно является эвтектическим. Таким образом, наличие эвтектики в системе оксид алюминия - интерметаллид хорошо согласуется с результатами исследования порошков, полученных после термообработки. Тот факт, что после термообработки появляется эвтектика, содержащая оксиды циркония подтверждается РФА (табл. 5.), поскольку после кристаллизации корунда на поверхности появляются капли в виде жидкой фазы.

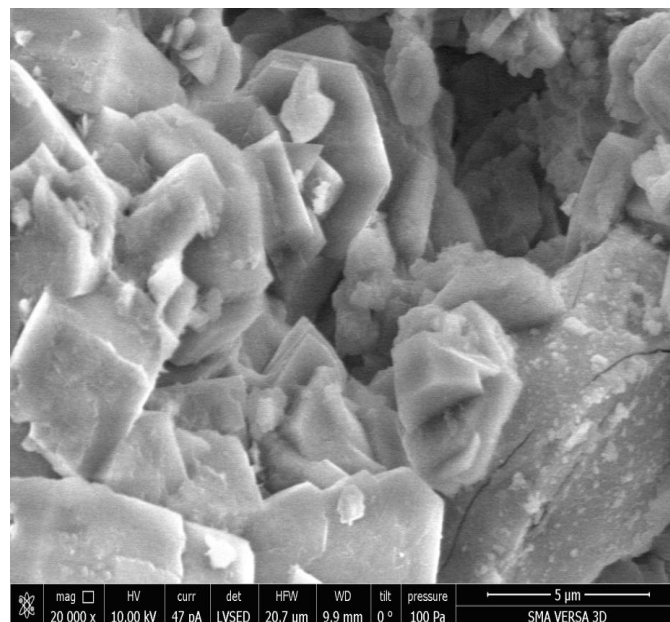


Рис. 6. Структура порошка Al-Zr после химического диспергирования

С помощью рентгенограммы (рис. 7) порошков алюминий-цирконий нельзя однозначно трактовать наличие рентгеноаморфной фазы вследствие наложения рефлексов друг на друга, но можно предположить, что помимо исходных фаз во всех порошках она тоже присутствует. Смещение пиков корунда и интерметаллида в области больших углов может также свидетельствовать об образовании твердых растворов циркония в алюминии. Таким образом, данную систему нельзя рассматривать как квази-бинарную; она представляет собой политермический разрез системы $Al_2O_3 - Al_3Zr - ZrO_2$. Минимальная температура появления расплава в данной системе составляет 1200 ± 15 °C. Ниже этой температуры указанные фазы существуют в твердом состоянии.

При рассмотрении фотографий микроструктуры (см. рис. 6.) порошков следует отметить периодичность структур, наличие столбчатых кристаллов в порошке, ориентированных параллельно друг другу. Мелкая пористость сосредоточена в темных областях между более светлыми кристаллами.

Можно утверждать, что до нагрева не происходит разложения интерметаллида алюминия, по-видимому, он частично покрыт слоем гидроксида алюминия, что препятствует его взаимодействию с щелочью. Анализ микро-

структуры порошков после термообработки выявил наличие эвтектических колоний в составе порошков (рис. 7.), на котором можно видеть характерные для эвтектик мелкие сферические полости и колонии ровных шестигранников.

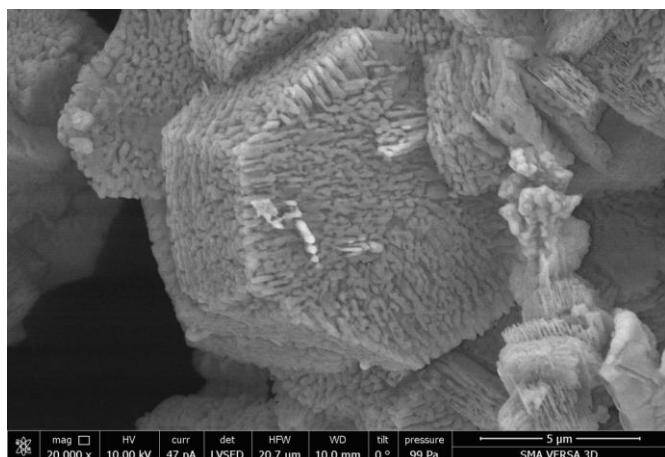


Рис. 7. Структура порошка Al-Zr после термической обработки на 1250 °С.

ИЗУЧЕНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ХИМИЧЕСКИМ ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ЩЕЛОЧНЫХ РАСТВОРАХ

Реологические свойства порошковых проб Al-10V, Al-10Mo и Al-10Zr оценивали по времени истечения (τ) заданного количества порошка (28 см^3) через отверстие диаметром 5 мм стальной воронки, а также по углу естественного откоса (α) [3]. Кроме того, рассчитывали насыпную плотность свободно насыпанной массы порошка (ρ_1) и после ее утряски (ρ_2). Эти параметры можно также использовать для характеристики порошков по текучести и уплотняемости [4].

В этом случае величина отношения $K = \rho_1/\rho_2$ (относительные единицы) рассматривается как критерий текучести. Значение K не может превышать 1, а при $K = 1$ насыпные плотности ρ_1 и ρ_2 одинаковы. В связи с этим ясно, чем выше показатель K , тем плотнее укладываются частицы порошка при засыпке в емкость под действием собственной силы тяжести благодаря хорошей текучести.

Разница (δ) значений ρ_2 и ρ_1 является критерием структурной уплотняемости. Она определяет физическую способность частиц данного порошка размещаться без деформирования наиболее компактно в положении устойчивого равновесия друг относительно друга в ограниченном объеме. Конкретное числовое значение δ выражает прирост массы на единицу объема в результате утряски. Чем меньше δ , тем выше уплотняемость порошка (идеальный случай структурной уплотняемости соответствует δ , равной 0, когда после утряски свободно насыпанного порошка не наблюдается прироста его насыпной плотности: $\rho_2 = \rho_1$).

Степень утряски $S = \delta / \rho_1 \times 100$ (%) также описывает структурную уплотняемость порошка, при этом является относительной характеристикой, поэтому тенденции изменения показателей δ и S могут не совпадать.

Полученные результаты приведены в табл. 7. Видно, что для всех видов порошковых проб наблюдается приращение насыпной плотности после утряски. В рассмат-

риваемом случае величину δ можно применять также для характеристики пустотности исходных свободно насыпанных порошковых проб. Среди них порошковой пробе Al-10Zr присуще наиболее развитое поровое пространство в свободно насыпанной массе порошка. Это может быть связано с его определенным фракционным составом, морфологией частиц, а также действием электростатических зарядов на их поверхности. При этом, для порошковой пробы Al-10Zr наблюдаются наименьшее значение параметра K и наибольшее значение параметра S , что не является противоречивым.

Насыпная плотность (ρ_1 и ρ_2) порошковой пробы Al-10Zr в 2 раза выше, чем для пробы Al-10V и Al-10Mo. Это объясняется более высокой дисперсностью порошковой пробы Al-10Zr. При этом возможно, следует учитывать повышенную адсорбционную способность такой высокодисперсной порошковой системы по отношению к влаге атмосферного воздуха.

Самая большая насыпная плотность порошковой пробы Al-10Mo (свободной засыпки и после утряски) объясняется, по-видимому, высокой плотностью крупных агломератов (80 – 120 мкм), слагающих данную пробу. Призматические кристаллы в составе данных агломератов состыкованы по плоскостям, их разориентировка незначительна. Эта порошковая проба обладает наилучшей текучестью (по параметру K) при наименьшей степени утряски, что связано, по-видимому, с достаточно сглаженным рельефом поверхности агломератов.

Сравнение основных реологических свойств изученных порошков приведено в табл. 7.

Таблица 7

№ пробы	Насыпная плотность		K, отн. ед.	δ , г/см ³	S, %	t, с
	ρ_1 , г/см ³	ρ_2 , г/см ³				
Al-10V	0,99	1,08	0,84	0,20	24,6	34*
Al-10Zr	0,60	0,83	0,72	0,23	38,3	4
Al-10Mo	0,98	1,17	0,83	0,19	19,3	68*

* - прерывистое истечение

t - время истечения порошка из воронки, с; ρ_1 - насыпная плотность свободно насыпанной массы порошка; ρ_2 - насыпную плотность после утряски порошка; K - критерий текучести, отн. ед.; δ - критерий уплотняемости, г/см³; S - степень утряски, %.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучены структура и свойства порошков, полученных химическим диспергированием сплавов: алюминий-ванадий, алюминий-цирконий и алюминий-молибден, содержащих 10% масс легирующего элемента.

РФА анализ порошков показывает, что все порошки, полученные после химического диспергирования состоят из гидроксидов алюминия, а легирующий элемент отсутствует в фазовом составе. Это объясняется наличием рентгеноаморфной фазы, которую не идентифицирует РФА.

Согласно данным РФА порошки после термообработки значительно отличаются от исходных порошков.

Для порошковой пробы Al-Mo основной кристаллической фазой является – гиббсит (α - $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3 \text{H}_2\text{O}$) составляющий порошковую пробу после химического дисперги-

рования, а также присутствует 1% об. молибдата кальция, появление которого, по-видимому, связано с взаимодействием порошка с кальцием, присутствующим в воде. Размер области когерентного рассеяния (ОКР) для гиббсита составляет 86 нм, а для молибдата кальция 33 нм. Интересным является то, что в исходном сплаве содержится 10% масс. молибдена, но РФА не определяет присутствие фаз с ванадием, что можно объяснить их аморфностью.

Для материала Al-V: Порошковая проба Al-10V после термообработки представлена большим количеством корунда (Al_2O_3) 54% и 19% оксида алюминия (Al_2O_3), что соответствует химическим реакциям. Также после термообработки появляется оксид ванадия, который представлен двумя фазами это щербинаит 11% (орторомбический оксид ванадия V) и 4% хаггит (моноклинный оксид ванадия V).

Порошковая проба, состоящая из Al-Zr, также после термообработки меняет фазовый состав: Порошковая проба Al-10Zr, представлена корундом, область когерентного рассеяния (ОКР) оставляет 82 нм. В данной порошковой пробе появляются два оксида циркония, один из них бадделеит имеющий наибольшее количество по массе 12% и диоксид циркония с тетрагональной сингонией в объеме 3% масс. Появление метосиликата натрия связан с плохой отмывкой от NaOH во время отмывки.

Частицы порошков Al-V полученных после химического диспергирования имеют преимущественно сферическую форму; они распределены с положительной асимметрией в область микронных размеров. Порошки после термообработки при 1250°C представлены частицами игольчатой формы размером от менее 0,1 мкм до 8 мкм в

длину, кроме того, наблюдаются агрегаты, образующие “ежики” различных размеров.

Для порошка Al-Zr характерно дендритная структура, а после термообработки порошка структура имеет столбчатые кристаллы, ориентированных параллельно друг другу.

Электронная микроскопия порошка Al-Mo, агломераты характеризующий форму, близкой к сферической, и имеют «радиально-лучистое строение». Габитус кристаллов, составляющих сферические частицы – призматически. Преобладающий размер агломератов – 50-80 мкм, размеры призматических кристаллов укладываются в интервал 8-15 мкм (60% об) и 15-40 мкм (40% об).

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов Д.А. Разработка технологии утилизации продукта отхода рабочего цикла мобильных водородных генераторов / Д.А. Иванов, А.Ю. Омаров, А.Д. Шляпин // *Машиностроение и инженерное образование*. – 2010. – №1. – С. 31-36.
2. Изучение порошков, полученных методом химического диспергирования алюминиево-литиевых сплавов / Ю.Г. Трифонов, А.Ю. Омаров, Н.А. Касатова, А.Д. Шляпин // *Огнеупоры и техническая керамика*. – 2013. – №3. – С. 28-32. DOI: 10.1007/s11148-013-9583-x
3. Диагностика металлических порошков. // В.Я. Буланов, Л.И. Кватер, Т.В. Долгаль и др. – М.: Наука, 1983. – 278 с.
4. Методы исследования структуры и свойств порошковых материалов на основе керамики и металлов: учебное пособие МВиССО РСФСР // Б.С. Митин, Н.А. Трифонова, Г.А. Фомина, Е.Э. Луцкая. – М.: МАТИ им. К.Э. Циолковского, 1989. – 79 с.

DOI: 10.24892/RIJE/20180206

The Structure. Phase Composition and Rheological Properties of Powders Obtained by Chemical Dispersion of Al Alloys with Mo, V and Zr

Omarov A.Yu., Shlyapin A.D.

Moscow Polytechnic University
Moscow, Russian Federation

6883412@mail.ru

Abstract. Introduction of refractory elements into alumina ceramics to improve its properties, is usually carried out by mixing the alumina with oxides of corresponding refractory metals. In this paper this problem has been solved by pre-alloying refractory element with aluminum and subsequent dispersion of alloy in aqueous alkaline solutions. Characteristics have been discussed of microstructure, phase composition and rheological properties of powders obtained by chemical dispersion of alloys Al-Mo, Al-V and Al-Zr with 10 wt.% refractory element in 20% aqueous sodium hydroxide solution, as well as the impact of heat treatment at 1250 °C on these properties. On the basis of XRA and electron microscopy the conclusion was adopted that heat treatment of powder leads to significant phase and structural transformations of such powders and is a necessary stage of preparation for sintering.

Keywords: aluminum, oxides, alloys, molybdenum, vanadium, zirconium, chemical dispersing

REFERENCES

1. Ivanov D.A., Omarov A.Yu., Shlyapin A.D. Technology for processing the waste product obtained at the mobile hydrogen generator working cycle [Razrabotka tekhnologii utilizatsii produkta otkhoda rabocheho tsikla mobil'nykh vodorodnykh generatorov], *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovanie [Mechanical Engineering and Engineering Education]*, 2010, no.1, pp. 31-36. (in Russ.)
2. Shlyapin A.D., Omarov A.Y., Trifonov Y.G., Tarasovskii V.P. Study of aluminum oxide powder prepared by chemical dispersion of aluminum-magnesium alloys, *Refractories*

and *Industrial Ceramics*, 2013, vol. 54, no. 3, pp. 251-253.
DOI: 10.1007/s11148-013-9583-x

3 Bulanov V.Ya., Kvater L.I., Dolgal T.V. et al. *Diagnostika metallicheskih poroshkov* [Diagnostics of metal powders], Moscow, Nauka, 1983, 278 p. (in Russ.)

4. Mitin B.S., Trifonov N.A., Fomina G.A., Lutsk E.E. *Metody issledovaniya struktury i svoystv poroshkovykh mate-*

rialov na osnove keramiki i metallov: uchebnoe posobie MViSSO RSFSR [Methods for studying the structure and properties of powder materials based on ceramics and metals: training manual MVISSO RSFSR], Moscow, MATI them. K.E. Tsiolkovsky, 1989, 79 p. (in Russ.)

Библиографическое описание статьи

Омаров А.Ю. Структура, фазовый состав и реологические свойства порошков, полученных химическим диспергированием сплавов Al с Mo, V и Zr / А.Ю. Омаров, А.Д. Шляпин // *Машиностроение: сетевой электронный научный журнал*. – 2018. – Т.6, №2. – С. 39-45. DOI: 10.24892/RIJE/20180206

Reference to article

Omarov A.Yu., Shlyapin A.D. The structure, phase composition and rheological properties of powders obtained by chemical dispersion of Al alloys with Mo, V and Zr, *Russian Internet Journal of Industrial Engineering*, 2018, vol.6, no.2, pp. 39-45. DOI: 10.24892/RIJE/20180206