

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ
РОССИЙСКИЙ ФОНД ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ
НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТОМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
НИИ ПРИКЛАДНОЙ МАТЕМАТИКИ И МЕХАНИКИ ТОМСКОГО УНИВЕРСИТЕТА
ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ
МЕХАНИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ
СОВЕТ МОЛОДЫХ УЧЁНЫХ ТГУ



Актуальные проблемы современной механики сплошных сред и небесной механики

Международная молодежная научная конференция

17–19 ноября 2014 г., Томск



Издательство Томского университета
2015

используя процедуру суммирования компонент локальных удлинений ε_{xx} в неподвижных зонах макроскопической деформации на параболической стадии. В этом случае происходит последовательное накопление деформации в одной зоне, которая впоследствии соответствует месту появления макроскопической шейки.

Таким образом, использование метода двухэкспозиционной спекл-фотографии для исследования процесса локализации пластического течения в сплавах титана ВТ6 позволило наиболее полно описать эволюцию картин локализации деформации на разных стадиях пластического течения. Анализ полученных результатов дает возможность установить важные закономерности характера макроскопической локализации пластической деформации.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2014–2020 гг. и программы «Научный фонд Томского государственного университета им. Д.И. Менделеева».

Литература

1. Zuev L.B., Barannikova S.A. Experimental study of plastic flow macro-scale localization process: pattern, propagation rate, dispersion // International Journal of Mechanical Sciences. 2014. Vol. 88. P. 1–7.
2. Разумовский И.А. Развитие оптических методов механики деформируемого тела (обзор) / И.А. Разумовский // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008. Т. 74, № 10. С. 45–54.
3. Шаркеев Ю.П., Вавилов В.П., Скрипняк В.А. и др. Эволюция температурного поля в процессе деформирования и разрушения образцов крупнокристаллического и ультрамелкозернистого титана // Дефектоскопия. 2011. № 10. С. 68–75.
4. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses // Measur. Sci. Technol. 2010. Vol. 21, no 5. P. 054014–054019.

ПОРИСТАЯ КЕРАМИКА, ПОЛУЧЕННАЯ ИЗ ПОРОШКА ГИДРОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Р.В. Левков, С.П. Буюкова, С.Н. Кульков, В.А. Савриков, И.А. Жуков

Проведены исследования пористой керамики синтезированной из порошка гидроксида алюминия, полученного разложением алюминатного раствора. Изучены структура и свойства порошка гидроксида алюминия, определены температурные интервалы его структурной перестройки. Установлены зависимости прочности и пористости получаемых керамик от их температуры спекания.

POROUS CERAMIC POWDER OBTAINED FROM ALUMINUM HYDROXIDE

R.V. Levkov, S.P. Buyakova, S.N. Kulkov, V.A. Savrikov, I.A. Zhukov

Investigations of the porous ceramic powder of synthetic aluminum hydroxide obtained by the decomposition of the aluminate solution. The structure and properties of aluminum hydroxide powder, determined temperature ranges of its restructuring. The dependences of the strength and porosity of the ceramics produced from their sintering temperature.

Среди многообразия современных материалов керамика занимает особое место благодаря ее физическим и химическим свойствам. Высокая коррозионная стойкость, термостойкость, стойкость к радиационным воздействиям, биологическая совместимость обеспечивают керамике приоритетное положение по сравнению с металлами и полимерами при изготовлении таких изделий, как биоимпланты, носители катализаторов, фильтры [1–5]. Наибольшей способностью сохранять структуру и свойства в условиях воздействия агрессивных сред без деградации свойств, кор-

розионной и химической стойкости, высоким значениям прочности отвечают материалы из оксида алюминия. Керамика на основе оксида алюминия с заданной пористостью, размером и формой пор должным образом соответствует требованиям, предъявляемым к носителям катализаторов, фильтрам и биоимплантам. На сегодняшний день известно множество технологических подходов, обеспечивающих необходимый объём порового пространства в керамике. Наиболее распространенным и предпочтительным с точки зрения регулирования пористости является метод, основанный на использовании органических порообразующих добавок. Такой метод имеет ряд преимуществ. В первую очередь, это доступность и простота управления пористостью. Однако существует недостаток – это присутствие в полученном пористом материале продуктов горения порообразователя: углерода и его соединений. Это является недопустимым для материалов медицинского назначения и некоторых носителей катализаторов. Избежать присутствия посторонних примесей позволяет метод, основанный на использовании гидроксидов. Например, структурная перестройка гидроксида алюминия в широком интервале температур неизбежно приводит к появлению пористости [6, 7]. Хотя метод, основанный на использовании гидроксидов, известен давно, в литературе встречается малое количество работ, посвященных пористым керамкам, полученным таким способом. Все вышеизложенное определило **цель работы** – изучение влияния структуры и свойств порошка гидроксида алюминия на структуру и свойства получаемых керамик.

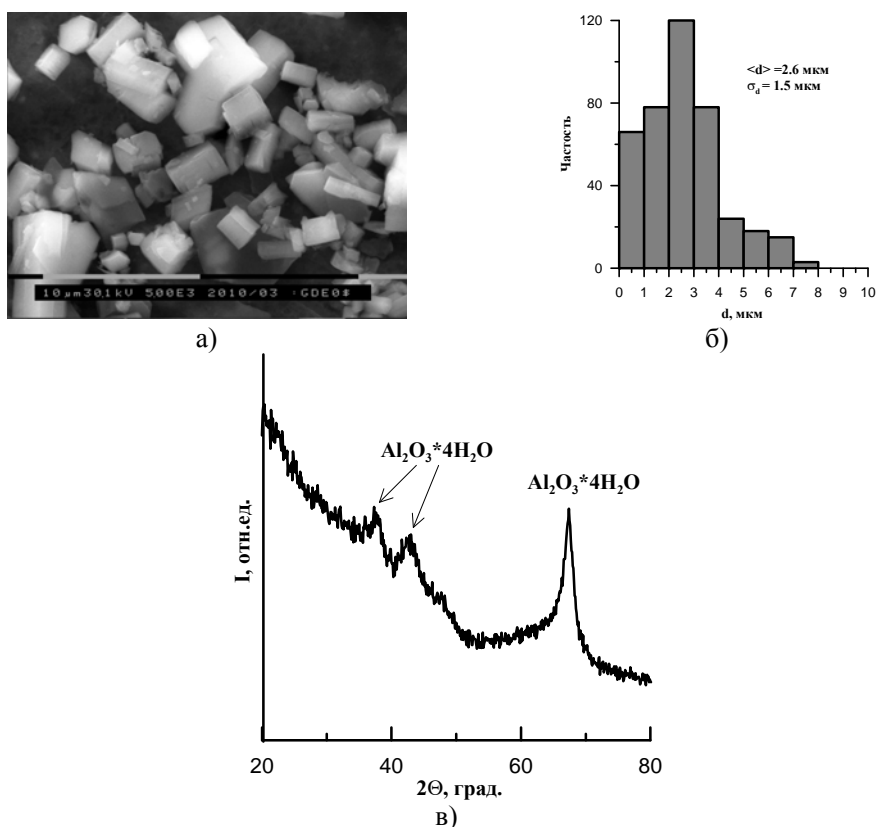


Рис. 1. Изображение порошка гидроксида алюминия (а); б – распределение частиц порошка по размерам; в – рентгенограмма порошка гидроксида алюминия

Для получения пористой керамики использовался порошок гидратированного оксида алюминия, полученный разложением алюминатного раствора. Изменение объема порового пространства в керамике обеспечивалось варьированием температуры спекания образцов. Порошки прессовались в стальной пресс-форме при давлении до 200 МПа. Спекание прессовок осуществлялось на воздухе при температурах 1300–1500 °С, выдержка 1 ч.

Проведенные исследования показали, что порошок гидроксида алюминия состоит из изолированных поликристаллических частиц с огранкой (рис. 1, а). На рис. 1, б представлено распределение частиц порошка по размерам, в распределении присутствует один максимум. Преимущественное количество частиц имели размер от 0,5 до 4 мкм, также присутствовали частицы размером до 8 мкм. Средний размер частиц в этом порошке составил 2,6 мкм. Удельная поверхность порошка составила 173 м²/г. Рентгеновская дифрактограмма порошка представлена на рис. 1, в. Согласно полученным данным порошок находился в структурной модификации Al₂O₃·4H₂O. Высокий фон на малых углах дифракции указывает на то, что большая часть порошка находилась в аморфном состоянии.

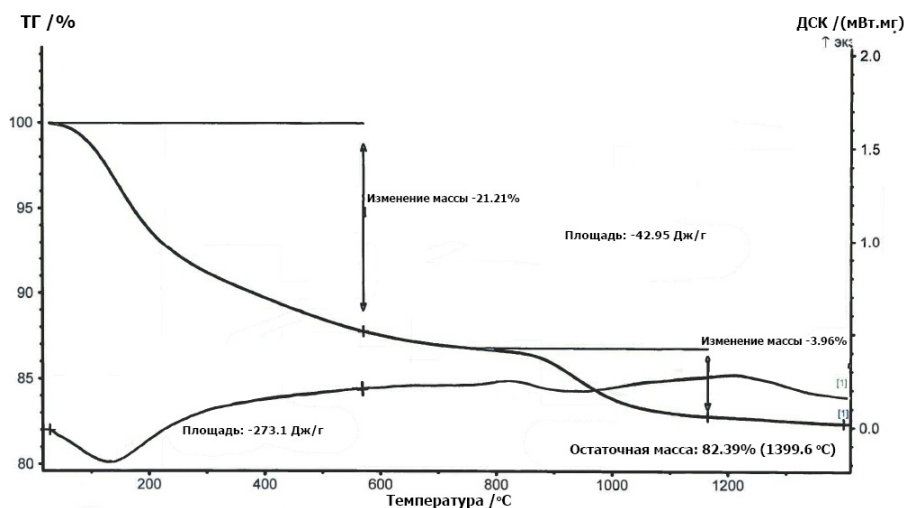
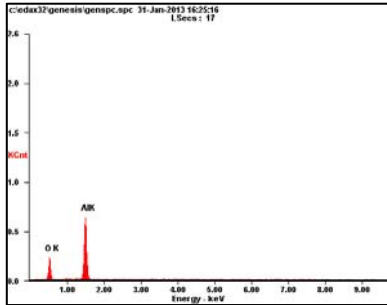


Рис. 2. ТГ и ДСК кривые для порошка гидроксида алюминия

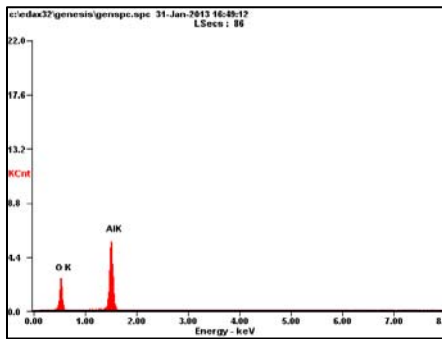
На рис. 2 представлены данные дифференциального термического анализа в интервале температур 20–1400 °С порошка гидроксида алюминия. На кривой дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) порошка присутствуют два эндотермических рефлекса: один в интервале температур 20–380 °С, второй – в интервале температур 800–1100 °С, и экзотермический рефлекс в интервале температур 1100–1300 °С. На термогравиметрической кривой (ТГ) имеются два участка, соответствующие резкому уменьшению массы порошковой пробы. Температурные интервалы участков, соответствующие уменьшению массы порошка, согласуются с положением эндотермических рефлексов на ДСК кривой. В целом потеря массы порошка составила 17,6 %. Присутствие первого эндотермического рефлекса на калориметрической кривой связано с удалением влаги адсорбированных на поверхности частиц и структурированных групп ОН, второй эндотермический рефлекс соответствует превращению гидратированного оксида алюминия в низкотемпературную γ-Al₂O₃ модификацию. Присутствие на ДСК кривой экзотермического рефлекса свя-

зано со структурным превращением низкотемпературной модификации оксида алюминия в высокотемпературную α - Al_2O_3 модификацию. На рентгенограмме порошка гидроксида алюминия, полученного разложением алюминатного раствора, подвергнутого отжигу при 1300 °С, присутствовали только рефлексы высокотемпературной α - Al_2O_3 модификации.



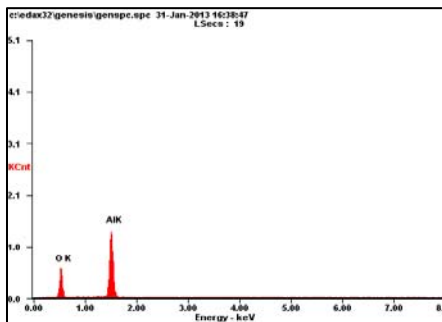
<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>O K</i>	44.18	57.17
<i>Al K</i>	55.82	42.83

a)



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>O K</i>	46.77	59.71
<i>Al K</i>	53.23	40.29

б)



<i>Element</i>	<i>Wt %</i>	<i>At %</i>
<i>O K</i>	47.38	60.29
<i>Al K</i>	52.62	39.71

в)

Рис. 3. Данные энергодисперсионного рентгеновского микроанализа керамики после спекания при температурах: а – 1300 °С; б – 1400 °С; в – 1500 °С

Установлено, что после спекания образцов керамики при температуре 1300 °С в структуре наблюдались зерна оксида алюминия формы, близкой к сферической, и неправильной формы. В образцах, спеченных при температуре 1400 и 1500 °С, зерна оксида алюминия имели преимущественно сферическую форму. Для всех образцов, независимо от температуры спекания, характерно присутствие межчастичной по-

ристости (рис. 4). Известно, что спекание – это термообработка порошка, смеси порошков или формовок при температуре ниже температуры плавления хотя бы одного из компонентов, проводимая с целью консолидации и обеспечения определенного комплекса механических и физико-химических свойств. На конечной стадии спекания пористое тело содержит в основном изолированные поры, и его уплотнение является следствием уменьшения числа и объема пор, вследствие чего при увеличении температуры спекания уменьшается общая доля межчастичных пор, одновременно с этим уменьшается и пористость получаемых материалов. В исследуемых керамиках общая пористость составляла 60 % при температуре спекания 1300 °С. В керамиках, полученных при температуре 1400 °С, пористость составляла около 45 %; для образцов, спеченных при температуре 1500 °С, пористость не превышала 20 %. Исследования механических свойств полученных образцов керамик показали, что при увеличении температуры спекания происходит значительное увеличение прочности на сжатие с 6 МПа при 1300 °С до 800 МПа при 1500 °С соответственно (таблица). Согласно данным энергодисперсионного рентгеновского микроанализа полученных образцов после спекания структура керамики была представлена чистым оксидом алюминия без посторонних примесей (см. рис. 3).

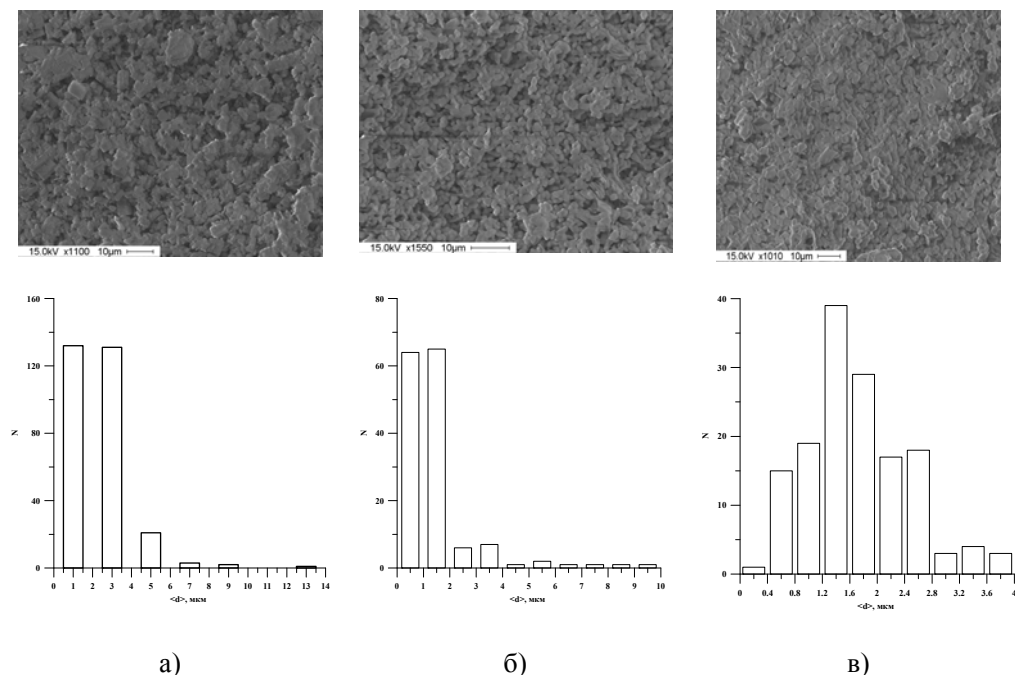


Рис. 4. Изображения структуры керамики и распределения пор по размерам после спекания образцов при температурах: а – 1300 °С; б – 1400 °С; в – 1500 °С

Свойства керамики из $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$

Температура спекания	Усадка, %	Прочность на сжатие, МПа	Пористость, %	S уд. пов. м ² /г
1300 °С, выдержка 1 ч	7	6 ± 0,5	63 ± 2	3
1400 °С, выдержка 1 ч	18	110 ± 5	50 ± 3	<1
1500 °С, выдержка 1 ч	30	800 ± 15	20 ± 5	<1

Литература

1. Третьяков Ю.Д. Керамика в прошлом, настоящем и будущем / Ю.Д. Третьяков // Соросовский образовательный журнал. 1998. № 6. С. 53–59.
2. Матренин С.В. Техническая керамика: учеб. пособие / С.В. Матренин, А.И. Слосман. Томск: Изд-во ТПУ, 2004. 75 с.
3. Шевченко В.Я. Техническая керамика / В.Я. Шевченко, С.М. Баринов. М.: Наука, 1993. 112 с.
4. Лукин Е.С. Современная оксидная керамика и области ее применения / Е.С. Лукин, Н.А. Макаров, А.И. Козлов и др. // Конструкционные материалы. 2007. С. 4–13.
5. Лукин Е.С. Современная высокоплотная оксидная керамика с регулируемой микроструктурой. Ч. IV: Технологические методы получения высокодисперсных порошков для многокомпонентной керамики / Е.С. Лукин // Огнеупоры и техническая керамика. 1986. № 9. С. 2–10.
6. Козлова А.В. Структура и свойства оксид-гидроксидных материалов $ZrO_2-Al_2O_3$ / А.В. Козлова, И.А. Жуков, С.П. Буякова и др. // Изв. вузов. Физика. 2010. № 12/2. С. 172–176.
7. Буякова С.П. Структура и свойства пористой керамики $ZrO_2-Al_2O_3$ / С.П. Буякова, И.А. Жуков, А.В. Козлова и др. // Изв. вузов. Физика. 2011. Т. 54, № 9/2. С. 120–124.
8. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 376 с.

ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ УГЛЕПЛАСТИКОВ С УЧЕТОМ ОСОБЕННОСТЕЙ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ

В.А. Микушина

Исследуется конфигурация кластеров повреждений, образующихся в представительном объеме композита в процессе его нагружения. Задача решалась в двумерной постановке. Показано, что предельный объем кластера поврежденных варьируется от 30% (при $C=7\%$) до 55% (при $C=30\%$). Рост предельной деформации исследуемых углепластиков наблюдается в интервале объемных содержаний включений от 7 до 20%, а при более больших объемных содержаниях волокон наблюдается стабилизация предельных значений локальной деформации.

STUDY THE PROPERTIES OF CARBON FIBER REINFORCED PLASTICS TAKING INTO ACCOUNT FEATURES OF THE ACCUMULATION OF DAMAGE

V.A. Mikushina

In work the configuration of clusters of the damages which are formed in the representative volume of a composite in the course of its loading is investigated. The problem was solved in two-dimensional statement. It is shown that the limit volume of a cluster of damages varies from 30% (at $C=7\%$) to 55% (at $C=30\%$). Growth of limit deformation of the studied CFRP is observed in the range of volume contents of inclusions from 7 to 20% and at bigger volume contents of fibers stabilization of limit values of local deformation is observed.

Композиционные материалы широко применяются во многих областях современного машиностроения и промышленности. Композиты характеризуются широким набором свойств. При использовании композитов в качестве конструкционных материалов наиболее важными являются такие их свойства, как прочность и жесткость. В связи с этим одной из актуальных проблем композиционного материала является проблема прогнозирования прочности КМ. Одним из перспективных направлений для решения этой задачи является развитие методов численного моделирования в материаловедении, в частности, методов, основанных на теории перколяции. Теория перколяции позволяет описать переход систем из одного состояния в другое [1, 2]. При оценке прочности такими состояниями можно считать «исходное» неповрежденное состояние системы и «разрушенное». В данной работе исследуется