

испытаний пропитанная древесина, с концентрацией раствора 20 и 50 грамм на литр, соответственно, относится ко 2 группе огнезащитной эффективности, образцы, пропитанные с 80 процентной концентрацией, относятся к 1 группе огнезащитной эффективности.

Дальнейшие исследования свойств импрегнированной древесины березы позволит выявить ее целесообразность для использования в качестве ответственных конструкций в строительстве.

### **Выводы**

На основании полученных результатов необходимо продолжить исследования свойств древесины березы, пропитанной, посредством автоклава, для получения однозначного ответа на поставленную задачу, а именно, целесообразность использования древесины березы как строительного материала для опорных конструкций зданий и сооружений и ее безопасность.

### **Список литературы**

1. Пятякин В.И., Соколова В.А. эффективность способов пропитки древесины// Вестник Красноярского государственного аграрного университета. – 2011, – С. 162.

## **ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТОЙ КЕРАМИКИ ИЗ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ $Al_2O_3$ , $ZrO_2(MgO)$**

*А.Д. ПШЕНИЧНЫЙ<sup>1,2</sup>, Н.Л. САВЧЕНКО<sup>1,2,3</sup>, Т.Ю. САБЛИНА<sup>1</sup>, И.Н. СЕВОСТЬЯНОВА<sup>1</sup>, С.Н. КУЛЬКОВ<sup>1,2,3</sup>*

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: [sevir@ispms.tsc.ru](mailto:sevir@ispms.tsc.ru); [adpshenichny@gmail.com](mailto:adpshenichny@gmail.com)

## **PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES AND DEFORMATION BEHAVIOR OF POROUS CERAMICS BASED ON PLASMA CHEMICAL POWDERS $Al_2O_3$ , $ZrO_2(MgO)$**

*A.D. PSHENICHNY<sup>1,2</sup>, N.L. SAVSHENKO<sup>1,2,3</sup>, T.Y. SABLINA<sup>1</sup>, I.N. SEVOSTYANOVA<sup>1</sup>, S.N. KULKOV<sup>1,2,3</sup>*

<sup>1</sup>Institute of Strength Physics and Materials Science

<sup>2</sup>Tomsk State University

<sup>3</sup>Tomsk Polytechnic University

E-mail: [sevir@ispms.tsc.ru](mailto:sevir@ispms.tsc.ru); [adpshenichny@gmail.com](mailto:adpshenichny@gmail.com)

*Annotation.* This work investigates the behavior of porous alumina and zirconia stabilized with magnesium oxide (within the porosity range of 18% to 70%) ceramics when subjected to deformation by compression and shearing. The analysis of strain-deformation curves showed that there was a transition from a typically brittle state for relatively dense ceramics, to a pseudo-plastic one with a high rate of porosity. The values of the effective elasticity modulus, effective shear modulus and Poisson's ratio decrease with an increase in volume in the pore space of ceramics, which correlates with the appearance of plural cracking during the deformation of ceramics with a high level of porosity. There was made analysis of the nature of the destruction of ceramics with the same level of porosity. The difference in the deformation behavior of the  $ZrO_2$ - $MgO$  compared to the  $Al_2O_3$  ceramic was the fact that the transition from a typically brittle to rela-

tively dense ceramics to the pseudo-plastic at a high level of porosity is implemented with a lower level of porosity.

**Введение.** Высокопористые керамики находят широкое применение в различных областях техники и медицине, в частности в качестве заменителей костной ткани. Известно, что увеличение пористости хрупких материалов ведет к деградации их прочностных и упругих характеристик, таких как предел прочности при сжатии, модуль Юнга, модуль сдвига [1]. Исследование эволюции повреждений в объеме пористого хрупкого материала на разных масштабных уровнях и последующего разрушения представляет значительный интерес с точки зрения иерархии структур деформации и разрушения в хрупких материалах [2].

Объектом изучения в настоящей работе являются пористые керамики  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2+3\text{вес.}\%MgO$  с объемом порового пространства от 10 до 70%. Такой высокий уровень пористости в материале достигается за счет использования в качестве исходного материала порошков  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2+3\text{вес.}\%MgO$  в виде микронных полых сфер с наноразмерным размером стенок.

Цель настоящей работы – изучение взаимосвязи между такими параметрами как пористость, предел прочности при сжатии, эффективными модулями Юнга, сдвига, измеренными в процессе механического нагружения при сжатии и сдвиге, и структурами разрушения и деформации в объеме керамики из оксида алюминия и диоксида циркония.

**Материалы и методика проведения исследований.** Керамики  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2+3\text{вес.}\%MgO$  с разным значением пористости (10-70%) изготавливали из порошков, полученных методом плазмохимического синтеза. Спекание керамических образцов осуществляли на воздухе в диапазоне температур от 1000 до 1650°C с изотермической выдержкой 1 час. Плотность спеченных образцов измеряли геометрическим и гидростатическим методами. Структуру образцов после спекания изучали методами оптической металлографии.

Образцы подвергали механическим испытаниям на сжатие и сдвиг на универсальной испытательной машине Devotrans GP DLC (50 кН), скорость нагружения  $10^{-4}$  м·с<sup>-1</sup>. Эффективные модули упругости и сдвига определяли как тангенс угла наклона касательной к прямолинейному участку кривой зависимости « $\sigma$ - $\epsilon$ ». Для определения коэффициента Пуассона керамики ультразвуковым методом измеряли скорости прохождения в ней продольной и поперечной звуковых волн с использованием ультразвукового дефектоскопа на фазированной антенной решётке. Коэффициент Пуассона ( $\mu$ ), модуль Юнга ( $E$ ) и модуль сдвига ( $G$ ) вычисляли по следующим формулам:

$$\mu = \frac{V_L^2 - 2V_T^2}{2 \times (V_L^2 - V_T^2)} \quad (1)$$

$$E = V_L^2 \times \rho \quad (2)$$

$$G = \frac{E}{2(\mu + 1)} \quad , \quad (3)$$

где  $V_L$ - скорость продольной волны,  $V_T$ - скорость поперечной волны,  $\rho$ - плотность материала.

**Экспериментальные результаты и их обсуждение.** Анализ кривых «напряжение-деформация» показал, что имеет место переход от типично хрупкого разрушения для относительно плотных образцов до псевдо-пластичного при высоком уровне пористости. При этом вид кривых « $\sigma - \epsilon$ » и характер разрушения образцов зависит от объёма порового пространства.

В керамике  $Al_2O_3$  с пористостью 10-30 % деформационные кривые представляют собой линейные зависимости, вплоть до множественного разрушения материала, (рисунок 1а, кривая 1). Увеличение пористости более 30% приводит к отклонению от линейности перед разрушением (рисунок 1а, кривые 2,3).

При испытаниях образцов с пористостью менее 30% на сдвиг в структуре появлялись магистральные трещины, расположенные под углом  $45^\circ$  к направлению приложенной нагрузки (рисунок 1,б). В образцах с пористостью выше 30 % процесс деформации не сопровождался появлением явно выраженной магистральной трещины вплоть до стадии окончательного разрушения.

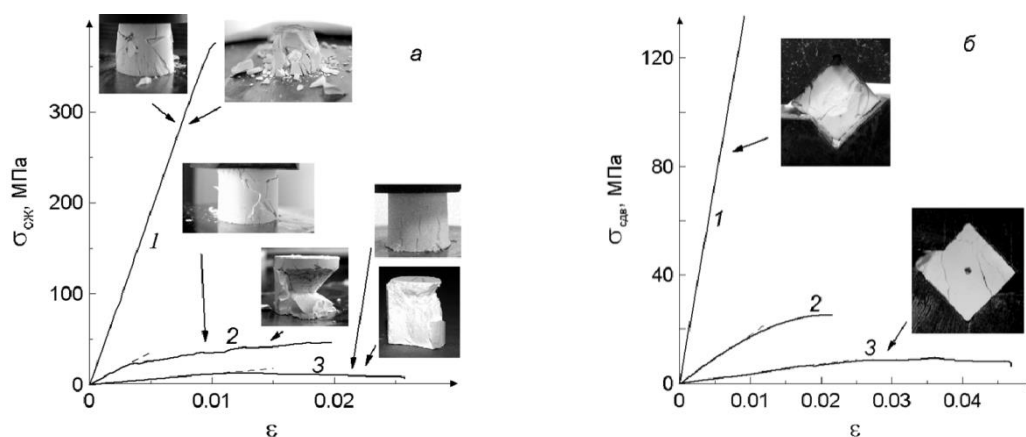


Рисунок 1 – Диаграммы “напряжение – деформация” и макрофотографии образцов  $Al_2O_3$ , полученные после испытаний: (а) на сжатие для  $Al_2O_3$  с пористостью: 20% (кривая 1), 50% (кривая 2) и 65 % (кривая 3); (б) на сдвиг для  $Al_2O_3$  с пористостью: 20% (кривая 1), 50% (кривая 2), 70 % (кривая 3)

В исследуемых интервалах пористости значения предела прочности при сжатии (рисунок 2,а), предела прочности при сдвиге (рисунок 2,б) а так же эффективные модули упругости и сдвига (рисунок 2,в) керамики уменьшаются с увеличением пористости. Как видно из рисунка 2,в с увеличением пористости происходит уменьшение и сближение абсолютных значений эффективных модулей упругости и сдвига.

Для керамики  $ZrO_2-MgO$  вид диаграмм « $\sigma - \epsilon$ » на сжатие и сдвиг для образцов с разным уровнем пористости был подобен представленным на рисунке 1 для оксида алюминия. Отличие в деформационном поведении  $ZrO_2-MgO$  состояло в том, что переход от типично хрупкого состояния для относительно плотной керамики до псевдо-пластичного при высоком уровне пористости осуществлялся при меньшем уровне пористости, по сравнению с керамикой  $Al_2O_3$ . Линейные зависимости « $\sigma - \epsilon$ » керамика  $ZrO_2-MgO$  демонстрировала при пористости 10-15%. Отклонения от линейности в области высоких напряжений наблюдалось в керамике  $ZrO_2-MgO$  с пористостью от 15 до 30 %. И, наконец, при пористости выше 30% имели место де-

формационные кривые более сложного вида подобные тем, что показанны на рисунке 1 (кривые 2 и 3).

Определение коэффициента Пуассона посредством измерения скоростей звуковых волн показало, что с ростом объема порового пространства с 10 до 40% значения коэффициента Пуассона  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -керамики уменьшается от 0.23 до 0.15, рисунок 2, д., для  $\text{ZrO}_2$ - $\text{MgO}$  керамики уменьшается от 0.27 до 0.2 (при увеличении пористости от 20% до 43 %). Значения модулей упругости и сдвига, рассчитанные в соответствии с формулами (2) и (3) так же как и значения эффективных модулей, измеренных при механических испытаниях, уменьшаются с ростом пористости (рисунок 2, в, з).

Обращает на себя внимание тот факт, что при одинаковом уровне пористости упругие характеристики пористого образца для керамики на основе диоксида циркония подобны по величине характеристикам образцов оксида алюминия,

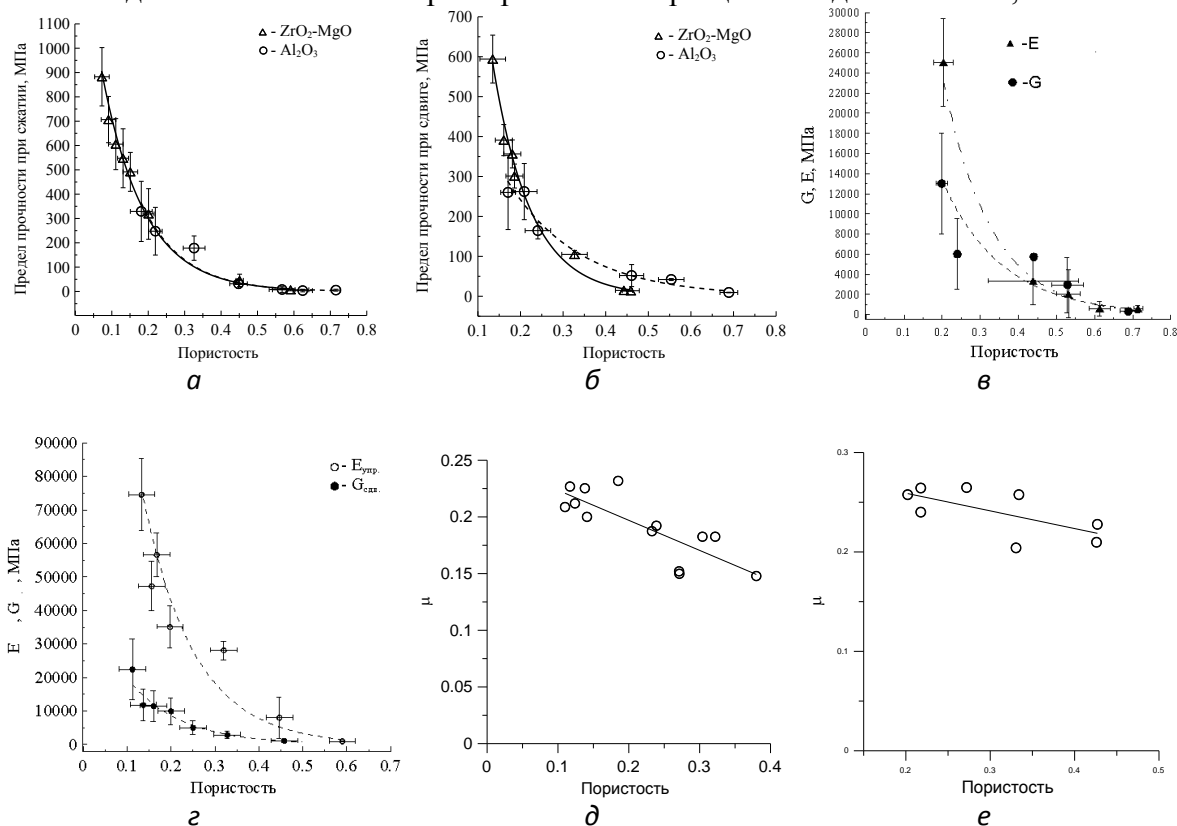


Рисунок 2 – Зависимость значений: (а) предела прочности при сжатии, (б) предела прочности при сдвиге, (в) эффективных модулей упругости ( $E$ ) и сдвига ( $G$ ) от объёма порового пространства для керамики  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (в) и для  $\text{ZrO}_2$ - $\text{MgO}$  керамики (г), коэффициента Пуассона для керамики  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (д) и для  $\text{ZrO}_2$ - $\text{MgO}$  керамики (е)

при том, что литературное значение модуля упругости для беспористого состояния ( $E_0$ ) равно для оксида алюминия 400 ГПа [1] а для  $\text{ZrO}_2$ - $\text{MgO}$  – 210 ГПа [3]. Другими словами остаточные упругие свойства для пористого  $\text{ZrO}_2$ - $\text{MgO}$  выше, чем для оксида алюминия, при этом эта разница наиболее существенна для относительно плотных образцов и уменьшается с ростом объема порового пространства керамик.

С увеличением объема пор в образцах керамики при испытаниях на сжатие изменяется характер накопленной деформации. Это приводит к смене схемы макроразрушения таким образом, что объем конусообразных зон разрушения по отношению ко всему образцу уменьшается, при этом трещины, приводящие к зарождению подобных зон, начинают распространяться не из углов образца, как обычно происходит в случае низкопористого материала, а в его объеме, в местах наибольшего скопления микротрещин. Схематичные изображение формирования зон разрушения и векторов действующих при сжатии сил для пористой керамики демонстрирующей хрупкое и квазипластичное поведение представлено на рисунке 3. Как следует из рассмотрения разложения векторов действующих сил при испытаниях на сжатие, рисунок 3,б,з, сила  $F_n$  действует по нормали к приложенной нагрузке, а сила  $F_{mp}$  пытается скомпенсировать силу, растягивающую образец при сжатии и направленную перпендикулярно  $F_n$ . При таком рассмотрении появление на боковых сторонах высокопористых образцов множества трещин, направленных преимущественно параллельно оси нагрузки обусловлено процессами обособления областей материала на периферии цилиндрического образца, на которые действуют в основном сила  $F_n$  (рисунок 3,з).

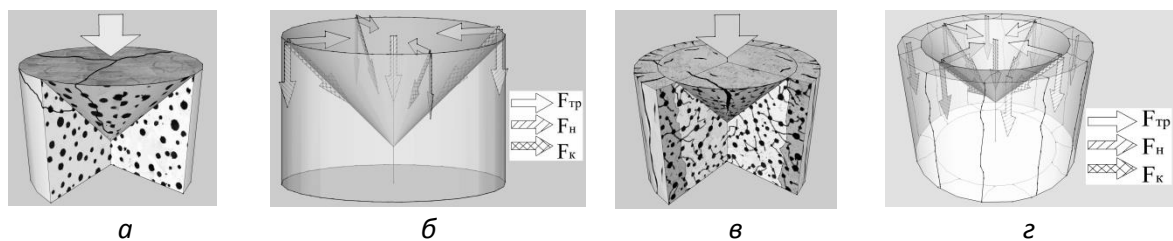


Рисунок 3 – Схематичные изображения формирования зон разрушения (а,в) и векторов действующих при сжатии сил (б,з) для пористой керамики демонстрирующей хрупкое (а,б) и квазипластичное (в,з) поведение

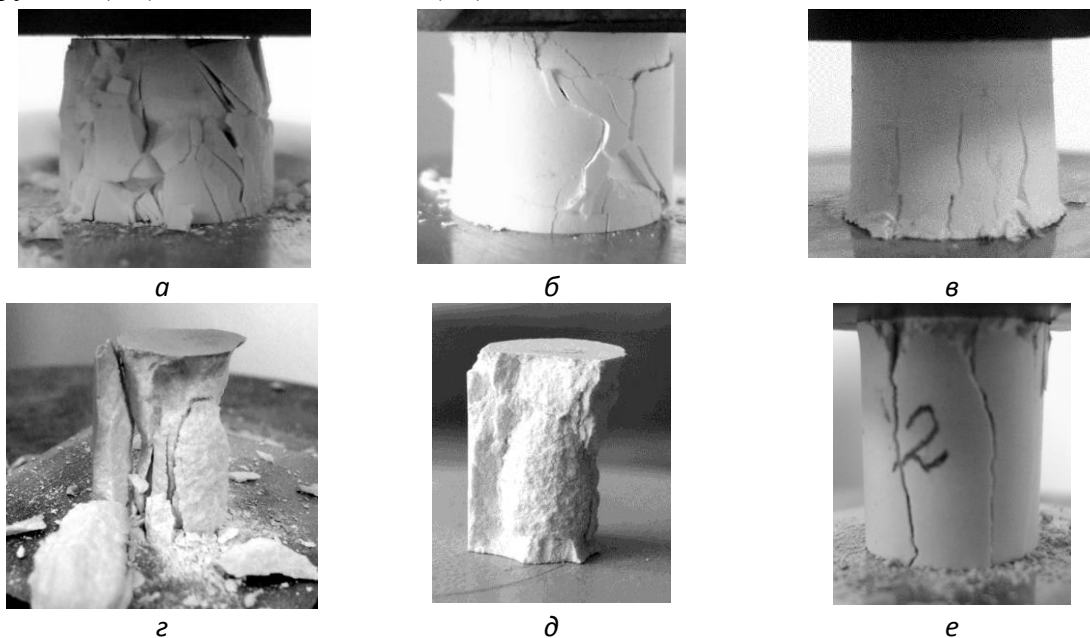


Рисунок 4 – Макрофотографии образцов после испытаний на сжатие керамики  $Al_2O_3$ : пористость менее 20% (а), 40% (б), 55% (в);  $ZrO_2(MgO)$  пористость 11% (г), 32% (д), 50 % (е)

Изучение структуры образцов после испытаний на сжатие выявило некоторое различие характера разрушения керамики с разной пористостью. В образцах, с пористостью порядка 18-20% после накопления упругой энергии происходит хрупкое разрушение образцов из упругой области. За счет высвобождения упругой энергии образец после достижения предела прочности на сжатие полностью разрушается (рисунок 4 а). С ростом объема порового пространства в керамике наблюдается локальный характер разрушения, при этом, образцы после достижения предела прочности на сжатие разрушаются частично и в целом не утрачивают способности к дальнейшему деформированию. На рисунке **Ошибка! Источник ссылки не найден.** 4 б показан образец с пористостью 40 % после испытаний на сжатие. Видно, что на боковой поверхности цилиндрического образца сформировались трещины, расположенные под углом  $45^\circ$  к направлению оси приложенной нагрузки. В объеме таких керамик после сжатия формируется зона разрушения в виде усеченного конуса с углом раствора около  $90^\circ$ , при этом основание конуса лежит практически в плоскости неподвижного захвата (рисунок 4 б). Процесс деформации керамики с пористостью 50-70 % сопровождается появлением на боковой стороне образца множества трещин, направленных преимущественно параллельно оси нагрузки (рисунок 4 в). При этом диаметр основания формирующегося конуса в объеме разрушившегося образца по относительному размеру был меньше, по сравнению с более плотной керамикой, а угол раствора конуса составлял примерно ту же величину порядка  $90^\circ$ .

Отличие характера разрушения керамики  $ZrO_2$ -MgO с разной пористостью образцов из оксида алюминия состояло в следующем. При разрушении образцов с пористостью 11% (рисунок 4, г) после испытаний на сжатие в объеме керамики формируется зона разрушения в виде усеченного конуса с углом раствора около  $60^\circ$  (рисунок 4 д), при этом основание конуса лежит практически в плоскости неподвижного захвата. Процесс деформации керамики  $ZrO_2$ -MgO с пористостью 50-70 % так же как у керамики  $Al_2O_3$  сопровождается появлением на боковой поверхности образца множества трещин, направленных преимущественно параллельно оси нагрузки (рисунок 4 е).

**Заключение.** Анализ кривых “напряжение-деформация” пористой керамики из оксида алюминия и диоксида циркония показал, что при деформации сжатием и сдвигом имеет место переход от типично хрупкого разрушения для относительно плотной керамики до псевдо-пластичного при высоком уровне пористости, вследствие появления микротрещин при нагружении.

Значения предела прочности при сжатии, эффективных модулей упругости и сдвига, измеренных при сжатии и сдвиге, а также значения коэффициента Пуассона, измеренные неразрушающим ультразвуковым методом, уменьшаются с увеличением объема порового пространства керамики  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$ (MgO).

Показано, что с ростом пористости в керамике  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$ (MgO), несмотря на проявление эффектов квазипластичности за счет возникающих множественных микротрещин, растет сопротивление сдвиговым напряжениям.

#### Список литературы

1. Ren F., Case E.D., Morrison A., Tafesse M., Baumann M.J. Baumann Resonant ultrasound spectroscopy measurement of Young's modulus, shear modulus and Pois-

son's ratio as a function of porosity for alumina and hydroxyapatite //Philosophical Magazine. -2009. -V. 89. -Т.14. -Р. 1163–1182.

2. Стефанов Ю.П. Режимы дилатансии и уплотнения развития деформации в зонах локализованного сдвига // Физ. мезомех. – 2010. - Спец выпуск 13. - С.44-52.
3. Phani, K.K. Correlation between ultrasonic shearwave velocity and Poisson's ratio for isotropic porous materials.// Journal of material science. – 2008. –V. 43. P.316-323

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке МОИ, соглашение №14.607.21.0069 - RFMEFI60714X0069.*

### ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КЕРАМИКИ $Al_2O_3 - ZrW_2O_8$

*ХАНЗИНА Н.1,2, ВЕТРОВА А. В.1, ДЕДОВА Е.С.1,2,3, КУЛЬКОВ С.Н.1,2,3*

<sup>1</sup> Национальный Исследовательский Томский Государственный Университет

<sup>2</sup> Институт Физики Прочности и Материаловедения СО РАН

<sup>3</sup> Национальный Исследовательский Томский Политехнический Университет

E-mail: [hanzina\\_natalia@mail.ru](mailto:hanzina_natalia@mail.ru)

### PHASE STRUCTURE OF CERAMICS $Al_2O_3 - ZrW_2O_8$

*N.KHANZINA.<sup>1,2</sup>, A.V.VETROVA<sup>1</sup>, E.S.DEDOVA<sup>1,2</sup>, S.N.KULKOV<sup>1,2,3</sup>*

<sup>1</sup> Tomsk State University

<sup>2</sup> Institute of Strength Physics and Materials Science

<sup>3</sup> Tomsk Polytechnic University

E-mail: [hanzina\\_natalia@mail.ru](mailto:hanzina_natalia@mail.ru)

**Annotation.** *In the course of work the phase composition of the ceramic composite material  $Al_2O_3 - 50\% ZrW_2O_8$  was studied. On the polished surface of the  $Al_2O_3 - ZrW_2O_8$  sintered composite can be allocated three areas: dark gray matrix, white inclusions of an irregular form and spherical inclusions. The average size of spherical inclusions was equal to  $15\ \mu m$ . The phase structure of ceramic composite was presented by trigonal modification of aluminum oxide, cubic zirconium tungstate, monoclinic modification of zirconium oxide and tungsten oxide.*

**Введение.** Успешное применение керамики обусловлено высокой жаропрочностью, отличной коррозионной стойкостью и низкой теплопроводностью. Кроме этого, при высоких температурах ( $> 1000\ ^\circ C$ ) керамика прочнее любых металлов и полимеров при этом ее сопротивление ползучести и жаропрочность выше.

Керамика на основе оксида алюминия имеет высокую механическую прочность, абразивостойкость, огнеупорность, химическую инертность. Однако изделия из оксида алюминия подвержены изменению линейных размеров при циклических температурных нагрузках. Минимизировать изменение линейных размеров можно путем комбинации оксида алюминия с материалом, имеющим более низкое значение коэффициента теплового расширения (КТР). Известны работы, когда для получения композиционных материалов с контролируемым КТР, применяют  $ZrW_2O_8$ , обладающий отрицательным коэффициентом теплового расширения (КТР),  $\alpha = -$