

Л и т е р а т у р а

1. Ботаки А.А., Ульянов В.Л. Ультразвуковой контроль прочностных свойств конструкционных материалов.-М.:Машиностроение, 1983, 78 с.
2. Ермолов И.И. Теория и практика ультразвукового контроля.- М.:Машиностроение, 1981, 240 с.
3. Выборнов Б.И. Ультразвуковая дефектоскопия.-М.:Металлургия, 1985, 256 с.
4. Krautkramer J., Krautkramer H. Ultrasonic Testing of Materials. Berlin - Hamburg - New York, 1977.- 667 p.
5. Труэл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы физики твердого тела.- М.:Мир, 1972, 307 с.
6. Илгунас В., Яронис Э., Сукацкас В. Ультразвуковые интерферометры.- Вильнюс: Мокслас, 1983, 144 с.
7. Крылович В.И., Рубанов Ан.С. Фазочастотные интерферометрические измерения скорости распространения акустических волн.-ИФЖ, 1985, т.49, №4, с.654-658.
8. А.с. № 1441294 (СССР). Способ для измерения скорости распространения акустических колебаний и устройство для его осуществления (Авт.изобр. Крылович В.И., Рубанов Ан.С.-БИ,1988,№44).

УДК 621.315:612.5 Добрянский В.М., Занкевич В.А., Лобач Я.Д.,
Лугаков Н.Ф., Колесник А.В., Савицкий П.П.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ $Al_2O_3 - TiN$

БИМСХ

После открытия в 1960 году "черной керамики" на основе Al_2O_3 и TiN большое внимание уделяется созданию новых керамических материалов на их основе [1]. В настоящее время известны десятки марок керамических оксидных режущих инструментов, в том числе

системы $Al_2O_3 - TiN$. Наиболее традиционными способами получения керамических материалов на основе оксида алюминия является горячее прессование и спекание при 0,1 МПа [2]. Двухфазная система $Al_2O_3 - TiN$ получается спеканием в инертных средах при давлении $\sim 0,1$ МПа до температур 2300 К [3]. Известно, что в двухфазных твердых системах зависимость макроскопических свойств от состава линейная. Отклонение от аддитивности упругих свойств в гетерофазной системе $Al_2O_3 - TiN$ объясняется увеличением доли межфазных взаимодействий на границах зерен TiN и Al_2O_3 [3]. Следует отметить, что ряд экспериментальных и теоретических работ, посвященных гетерофазным системам "диэлектрик-проводник", удовлетворительно описываются в рамках теории перколяции (см. [4, 5] и цитируемую там литературу). Физические свойства керамических материалов зависят от их пористости. Одним из эффективных способов получения высокоплотных материалов являются технологии высоких давлений. Работа посвящена исследованию физических свойств керамики системы $Al_2O_3 - TiN$, полученных при высоких давлении и температуре.

Удельная поверхность исходного порошка нитрида титана TiN (плазмохимическое производство с содержанием свободного титана 0,2 %) составляла 10 - 15 м²/г. Удельная поверхность оксида алюминия со структурой α -корунда порядка 7,0 м²/г. Порошковую смесь приготавливали в агатовой ступке. Спекание при высоких давлениях ($5,2 \pm 0,2$) ГПа и ($6,3 \pm 0,2$) ГПа в интервале температур от 1173 К до 2273 К проводили на аппаратах высокого давления типа "елочка" (время спекания 60 с). Для уменьшения диффузии азота, материала контейнера и графита при спекании исследуемые образцы помещали в экранирующую оболочку из нитрида бора. В работе при 293 К исследовали электросопротивление, микротвердость, твердость, плотность, модуль Юнга получаемых образцов в зависимости от параметров спекания и состава. Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания. Твердость измеряли на приборе Роквелла при нагрузке на алмазную пирамиду 500 Н. Модуль Юнга определяли ультразвуковым методом. Перед горячим прессованием порошковую смесь подвергали отжигу при 573 К. Сложный характер зависимости плотности образцов от состава после холодного прессования (рис. 1, кривые 1,2)

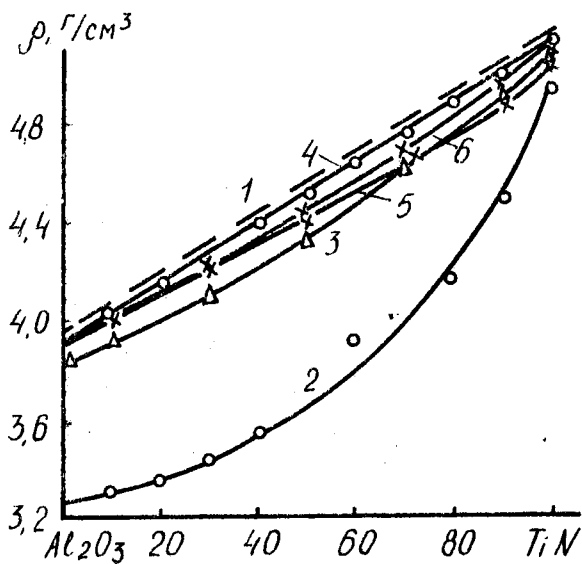


Рис. 1 Зависимость плотности системы $Al_2O_3 - TiN$ от состава, полученных при давлении 5,2 ГПа и различных температурах, К:
 1 - теоретическая кривая;
 2 - 293; 3 - 1473; 4 - 1873; 5 - 2073

объясняется различием физико-механических свойств исходных порошков. Значение коэффициента усадки исходной порошковой смеси повышается с уменьшением содержания Al_2O_3 . Если с повышением температуры спекания до 1873 К при давлении 5,2 ГПа плотность крайнего состава Al_2O_3 непрерывно возрастает, то при тех же значениях давления плотность TiN непрерывно возрастает до температуры спекания 1973 К. Следует отметить, что образцы Al_2O_3 , полученные при давлениях 5,2 ГПа и 6,3 ГПа и температурах 1173 - 1323 К, приобретали серый и черный цвет, а при дальнейшем повышении температуры спекания цвет образцов становился белым. Образцы TiN при температурах спекания выше 1673 К под давлением имели золотистый цвет. Плотность образцов системы $Al_2O_3 - TiN$, полученных при высоких давлениях и температуре, зависит от температуры спекания (рис. 1, кривые 3 - 5). Отличие на рис. 1 кривых 3 - 5 объясняется тем, что образцы системы $Al_2O_3 - TiN$, полученные при давлениях 5,2 ГПа и 6,3 ГПа до температур спекания 1873 К, - двухфазны, а образцы, полученные при температуре спекания 2073 К, по данным рентгенофазного анализа содержат TiO .

Понижение значений микротвердости, твердости с повышением содержания TiN в образцах системы $Al_2O_3 - TiN$ (рис. 2, кривая 1), полученных при температуре 1273 К, объясняется тем, что интенсивные процессы тепло- и массопереноса в данных материалах происходят при более высоких температурах. Наибольший разброс значений микротвердости наблюдался в образцах $Al_2O_3 - TiN$, полученных при высоком давлении и температуре спекания $T > 2073$ К.

Зависимость модуля упругости образцов двухфазной системы $Al_2O_3 - TiN$, полученных в условиях высоких давлений и температур, от состава нелинейная, подобно как и в работе [3]. Отличие кривых $E(x)$ (рис. 3) от аналогичных кривых, приведенных в работе [3], объясняется не только увеличением доли межфазных взаимодействий на границах зерен TiN и Al_2O_3 , но и микронапряжениями за счет пластической деформации образцов в процессе спекания при высоких давлениях.

Удельное электросопротивление исследуемых образцов двухфазной системы $Al_2O_3 - TiN$ зависит от состава. При содержании до 10 мас.% TiN в системе $Al_2O_3 - TiN$ значения $\rho(x)$ изменя-

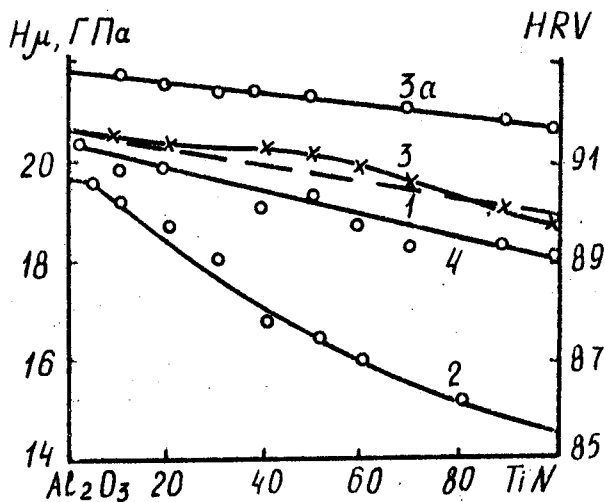


Рис. 2 Зависимости микротвердости H_{μ} (кривые 1-4) и твердости HRV (кривая 3а) образцов системы $Al_2O_3 - TiN$, полученных при давлении 5,2 ГПа и различных температурах, К:
 1 - теоретическая кривая;
 2 - 1273; 3,3а - 1873; 4 - 2073

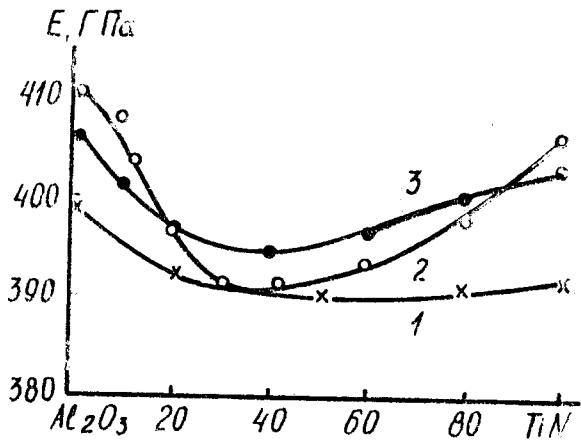


Рис. 3 Зависимости модуля упругости образцов системы $Al_2O_3 - TiN$, полученных при давлении 5,2 ГПа и температурах, К:
 1 - 1273; 2 - 1873; 3 - 2173

ется линейно. Для данных составов удельное электросопротивление можно оценить по формуле

$$\rho = \rho_1 x_1 + \rho_2 x_2,$$

где ρ_1 , ρ_2 - удельное электросопротивление Al_2O_3 и TiN ; x_1, x_2 - доли Al_2O_3 и TiN в системе $Al_2O_3 - TiN$. Резкое уменьшение удельного электросопротивления наблюдается, когда образуется связанная структура в двухфазной системе $Al_2O_3 - TiN$. Значение удельного электросопротивления для данных составов можно оценить, используя теорию перкуляции [6, 7].

I. Удельное электросопротивление композиционных материалов $Al_2O_3 - TiN$, полученных при давлении 0,52 ГПа и различных температурах.

Состав мас. %	0,52 ГПа,	0,52 ГПа,	0,52 ГПа,
	$T_c = 1773$ К	$T_c = 1973$ К,	$T_c = 2073$ К,
	ρ , Ом см	ρ , Ом см	ρ , Ом см
Al_2O_3	$8 \cdot 10^9$	$3 \cdot 10^{10}$	$9,01 \cdot 10^{11}$
35 $Al_2O_3 - 5TiN$	$1,5 \cdot 10^7$	$7,8 \cdot 10^8$	$9 \cdot 10^8$
70 $Al_2O_3 - 10TiN$	$4,3 \cdot 10^3$	$5,6 \cdot 10^3$	$8,7 \cdot 10^3$
80 $Al_2O_3 - 20TiN$	$5 \cdot 10^{-2}$	$4,7 \cdot 10^{-2}$	$7 \cdot 10^{-2}$
70 $Al_2O_3 - 30TiN$	$8,9 \cdot 10^{-3}$	$9,1 \cdot 10^{-3}$	$7,9 \cdot 10^{-3}$
50 $Al_2O_3 - 50TiN$	$2,8 \cdot 10^{-3}$	$1,2 \cdot 10^{-3}$	$9 \cdot 10^{-4}$
30 $Al_2O_3 - 70TiN$	$4,5 \cdot 10^{-4}$	$5,4 \cdot 10^{-4}$	$6,2 \cdot 10^{-4}$
10 $Al_2O_3 - 90TiN$	$9,1 \cdot 10^{-5}$	$8,7 \cdot 10^{-5}$	$6,9 \cdot 10^{-5}$
TiN	$3,3 \cdot 10^{-5}$	$4,1 \cdot 10^{-5}$	$4,5 \cdot 10^{-5}$

В заключение следует отметить, что ряд составов системы TiN , полученных в условиях высоких температуры и давления, перспективны для использования в качестве лезвийного и волоочильных инструментов вследствие высоких значений их физико-механических свойств. Для окончательных рекомендаций по использованию данных материалов в качестве указанных инструментов необходимо провести дополнительные исследования микроструктуры, предела прочности на сжатие и изгиб и других свойств данных материалов.

Л и т е р а т у р а

1. Hats-Chek R.L. Take a new look at ceramics/cermets.// Amer. Mach.- 1981.- V. 125.- № 5.- P. 165-176.
2. Выщрик Г.А., Соловьева Т.В., Харитонов Ф.Я. Прозрачная керамика. М.: Энергия, 1980.-96 с.
3. Исследование свойств горячепрессованных композиционных материалов в системе $TiN - Al_2O_3$, полученных при использовании порошков тонкодисперсной окиси алюминия и плазмохимического нитрида титана /Вильк Ю.Н., Мнякацкая Е.Д., Орданьян С.С. и др. //Порошковая металлургия- 1981.-№7.-С.61-64.
4. Горинский С.Г., Гаврилов Ф.Ф., Бекетов А.Р. Электропроводность консолидированных порошковых композиционных материалов //Порошковая металлургия, 1983.-№6.-С.73-76.
5. Размерные эффекты в процессе перкуляции /Зарицкий Ю.И., Орданьян С.С., Соколов А.Н. и др. //Порошковая металлургия, 1986.- №7.-С.64-71.

УДК 639.893

Добрянский В.М., Косарев О.М., Мазуренко А.М.

К ВОПРОСУ РАСЧЕТА СКРЕПЛЯЮЩЕЙ ПОДДЕРЖКИ АВД С УЧЕТОМ СОВМЕСТНОГО ДЕЙСТВИЯ ТЕРМОНАПРЯЖЕНИЙ И ДАВЛЕНИЙ

БИМСХ

Обеспечение потребности техники в сверхтвердых материалах и исследователей в области физики высоких давлений непосредственно связано с совершенствованием аппаратов высоких давлений (АВД). Это делает необходимым поиск методик расчетов их на прочность с учетом действия всех факторов: условий запрессовки, градиентов температур и давлений.

В работе [1] приведен метод расчета на прочность многослойной поддержки, который позволяет определить давление в контактирующих поверхностях через заданные натяги и тем самым выбрать оптимальные