

УДК 539.32:548.053

МОДУЛИ УПРУГОСТИ И АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ МОНОКАРБИДА ВОЛЬФРАМА

А.А. Ботаки, Э.В. Поздеева

Томский политехнический университет

E-mail: bottacchi@mail.ru

Представлены результаты измерений скоростей акустических волн и модулей упругости металлокерамических сплавов на основе монокарбида вольфрама в диапазоне температур 100...295 К, а также амплитудные зависимости внутреннего трения при температурах 140...295 К и после γ -облучения (^{60}Co , 1,25 МэВ, $5 \cdot 10^3$ и 10^5 Гр). Показано, что модули упругости сплавов монотонно уменьшаются с увеличением концентрации кобальта. Воздействие излучения стимулирует в сплавах процессы, затрудняющие движение зернограницных дислокаций. Представление этих сплавов в виде изотропных смесей анизотропных фаз качественно правильно описывает зависимость модулей упругости от состава. Приведенные экспериментальные и расчетные значения модулей упругости могут быть использованы для оценки упругих и прочностных свойств этих сплавов.

Твердые сплавы на основе монокарбида вольфрама используют для изготовления металлорежущего инструмента. Сплавы получают методами порошковой металлургии. По своей структуре они являются композиционными материалами. Режущие свойства сплава определяются WC, Co обеспечивает необходимую пластичность. Сплавы обладают разветвленной межфазной границей, для которой характерна высокая плотность дислокаций. Эти границы служат стоком для точечных дефектов. Взаимодействие дислокаций с точечными дефектами проявляется через амплитудно-зависимое внутреннее трение, возникающее при возбуждении в материале акустических колебаний [1–4].

Экспериментальные данные по модулям Юнга и сдвига твердых сплавов известны для температур выше 295 К. Данных по модулям упругости и внутреннему трению в сплавах на основе монокарбида вольфрама при температурах ниже 295 К, которые были бы получены другими авторами, нами не обнаружено [1–5]. В [6] было установлено, что γ -облучение твердых сплавов приводит к структурным изменениям, которые могут проявляться на начальных этапах пластической деформации [1]. Для выяснения этого можно воспользоваться амплитудными зависимостями внутреннего трения. Они позволяют наблюдать эффекты, которые при статическом одноосном нагружении материалов заметить практически невозможно, и, кроме того, являясь неразрушающим методом контроля, внутреннее трение позволяет исследовать один и тот образец неоднократно. Внутреннее трение эффективно при исследовании температурных зависимостей, а также в оценке изменений, происходящих в материалах при различных воздействиях [1–4].

Химический состав сплавов (в мас. %): ВК 6 (94 % WC, 6 % Co), ВК 8 (92 % WC, 8 % Co), ВК 10 (90 % WC, 10 % Co) [5]. Фазовый состав: твердый раствор монокарбида вольфрама WC в кобальте Co. Зерна WC имеют размеры в пределах 2,5...5,0 мкм, кристаллическая решетка — гексагональная с параметрами $a=(2,905...2,907) \cdot 10^{-10}$ м, $c=(2,837...2,838) \cdot 10^{-10}$ м, кобальтовая связка имеет кубическую гранецентрированную структуру с постоянной решетки

$a=(3,562...3,565) \cdot 10^{-10}$ м [1]. Возбуждение механических колебаний создает в материалах периодические деформации. Затухание колебаний (внутреннее трение) зависит от их частоты и амплитуды, а также от структуры материала. Внутреннее трение принято измерять в широком диапазоне частот ($1...10^7$ Гц) и амплитуд деформации ($10^{-7}...10^{-3}$). Для этого существуют различные методики, поскольку с помощью одной весь диапазон охватить невозможно. Используемый нами метод составного пьезоэлектрического вибратора позволяет производить измерения в частотном диапазоне $\sim 10^5$ Гц при амплитудах периодической деформации $10^{-6}...10^{-4}$. Эти деформации вызывают в кристаллических телах движение дислокаций, приводящее к затуханию ультразвука. Вклад во внутреннее трение различных источников определяется частотой возбуждаемых в образце колебаний.

Другие механизмы, кроме дислокационных, такие как термоупругость и рассеяние на точечных центрах, проявляются в области частот $f > 1$ МГц. На более низких частотах, в используемом нами частотном диапазоне $\sim 10^5$ Гц, их можно не учитывать [1–3]. При возбуждаемых в образце периодических нагрузках не происходит размножения дислокаций, поскольку механические напряжения меньше предела текучести. Измерение одновременно с внутренним трением скорости распространения ультразвука позволяет определить модули упругости исследуемых материалов. Проявление дислокационной неупругости в частотном диапазоне $\sim 10^5$ Гц принято оценивать, исходя из различных модификаций струнной модели внутреннего трения, когда дислокация рассматривается в виде струны, закрепленной на центрах торможения [1–4].

Амплитудная зависимость возникает при возрастании периодической деформации, начиная с некоторых амплитуд, называемых критическими. На этом этапе затухание ультразвука обусловлено преодолением подвижными дислокациями суммарного сопротивления, создаваемого силой трения, упругим натяжением дислокационной струны, отрывом подвижных дислокаций от точечных центров торможения, прорывом через дислокационный лес. По характеру экспериментальных ампли-

тудных зависимостей можно судить о распределении дислокационных сегментов по длинам и структуре закрепляющих центров [1, 2]. Наклон амплитудных зависимостей характеризует плотность центров закрепления, а критические амплитуды – прочность закрепления. Это позволяет, не разрушая материалы, оценивать воздействие различных факторов на их структуру и пластические свойства.

Измерение ультразвуковыми методами модулей упругости является методом контроля механических свойств материалов. Оценка на их основе прочностных свойств возможна лишь на основании корреляционных связей, определяемых опытным путем. Необходимым этапом является вычисление по существующим теоретическим моделям модулей упругости практически важных материалов и сопоставление полученных расчетных значений с найденными экспериментально.

Цель работы состояла в установлении зависимости модулей упругости металлокерамических сплавов от состава, в экспериментальной проверке возможностей метода усреднения по Фойгту, Ройсу и Хиллу для оценки упругих характеристик сплавов, в оценке влияния температуры и γ -облучения на дислокационную неупругость материалов.

Объекты и методы исследования

Нами исследовались акустические и упругие свойства сплавов ВК 6, ВК 8, ВК 10. Измерялись скорости распространения и затухание ультразвуковых волн. По полученным значениям скоростей рассчитывались модули Юнга и сдвига, результаты сравнивались с расчетами, полученными из рассмотрения сплавов в виде изотропной смеси анизотропных компонент. Определение скоростей распространения и затухания (внутреннего трения) упругих волн выполнялось резонансным методом с использованием двухсоставного пьезоэлектрического вибратора [1–3]. Резонансные частоты стержневых пьезокварцевых преобразователей для продольных колебаний (X -среза) и крутильных (Y -среза) соответственно равнялись 100 и 75 кГц. Метод позволяет измерять не только скорость распространения ультразвука в образцах, но и его затухание (внутреннее трение) в широком диапазоне амплитуд деформации и температур. Используемые образцы имеют вид стержней, в которых возбуждаются акустические колебания на их собственной частоте. Высокая чувствительность метода обусловлена тем, что в процессе измерений регистрируются электрические величины.

Температурная стабильность пьезокварцевого преобразователя позволяет проведение измерений при различных температурах. При установлении резонанса в двухсоставном вибраторе собственная частота образца находится из соотношения $f_0 = f + (m_k/m_0) \cdot (f - f_k)$. Здесь f, f_k – собственные частоты составного вибратора и пьезокварца, m_k, m_0 – соответственно массы кварца и образца. Длина акусти-

ческой волны $\lambda = C_l f_0$ и $l_0 = n \cdot \lambda / 2$ (n – число полуволн, укладываемых на длине образца l_0), поэтому скорость упругих волн в образце определяется как $C_l = l_0 f_0 / n$. В полуволновом вибраторе $n=1$. Скорость C_l упругих продольных волн в тонком стержне связана с модулем Юнга E соотношением $C_l = (E/\rho)^{1/2}$, скорость поперечных волн связана аналогичным соотношением $C_t = (G/\rho)^{1/2}$ с модулем сдвига G , где ρ – плотность образца. Измерения по этой методике позволяют определять скорости распространения упругих волн с относительной погрешностью, не превышающей 0,5 %. При исследованиях внутреннего трения логарифмический декремент затухания колебаний δ_n в составном вибраторе, являющийся мерой внутреннего трения, находится из соотношения $\delta_n = (2hd_{11}/S_{22}) \cdot (R_n/fm_n)$. Здесь h – толщина пьезоэлектрического вибратора, m_n – суммарная масса всех его элементов, f, R_n – резонансная частота и электрическое сопротивление составного вибратора, которые находятся при измерениях; $d_{11} = 1,279 \cdot 10^{-11}$ м²/Н – пьезоэлектрический модуль кварца, $S_{22} = 2,31 \cdot 10^{-12}$ Кл/Н – его константа упругой податливости. Относительная амплитуда периодической деформации образца (отношение амплитуды продольных колебаний к длине образца) находится из выражения $\varepsilon = [S_{22}/(2hd_{11}l_0f)] \cdot I_n$, где I_n – сила тока, протекающего через вибратор.

При измерениях температурных и амплитудных зависимостей внутреннего трения и модулей упругости составной вибратор помещается в измерительную ячейку [3]. Для охлаждения используется жидкий азот. Температуру можно регулировать с помощью нагревательного элемента, для измерения температуры используется медь-константановая термопара. Образцы для измерений изготавливаются в виде прямоугольных стержней сечением $2,5 \times 2,5$ мм², длина подбирается такой, чтобы на ней укладывалась половина длины возбуждаемой акустической волны. Значения плотности $\rho(T)$ исследуемых материалов, необходимые для вычисления модулей упругости, находятся из соотношения

$$\rho(T) = \frac{\rho(295) \cdot [1 + 3\alpha \cdot 295]}{[1 + 3\alpha \cdot T]},$$

где $\rho(T)$ и $\rho(295)$ – плотность при температуре T и 295 К, α – температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР). Плотности образцов при температуре 295 К определялась гидростатическим взвешиванием, температурный коэффициент α измерялся по методике [7], табл. 1.

Таблица 1. Плотность и температурный коэффициент линейного расширения сплавов на основе монокристалла вольфрама при 295 К

Сплав	$\rho, 10^3 \text{ кг/м}^3$	$\alpha, 10^{-6} \text{ К}^{-1}$
ВК 6	14,87	3,61
ВК 8	14,70	4,20
ВК 10	14,45	4,82

Результаты и обсуждение

Экспериментальные температурные зависимости скоростей распространения упругих продольных колебаний и внутреннего трения в тонких стержнях из сплавов на основе монокристалла вольфрама представлены на рис. 1.

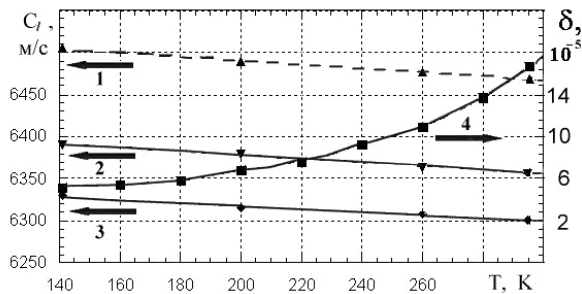


Рис. 1. Температурные зависимости скоростей распространения продольных акустических волн в сплавах: 1) ВК 6, 2) ВК 8, 3) ВК 10 и внутреннего трения 4) в сплаве ВК 8

Из приведенных результатов следует, что с ростом содержания кобальта в сплаве уменьшается скорость ультразвука, а значит, и модуль Юнга. Известно, что это характерно и для механических характеристик: предела прочности при сжатии, изгибе и растяжении [1]. В сплавах зерна монокристалла вольфрама связаны кобальтовой фазой, и при механических нагрузках именно в ней начинается пластическое течение. Процессы, предшествующие его началу, можно связывать с возникновением в материале амплитудной зависимости внутреннего трения. Определяемое одновременно с измерением скорости ультразвука внутреннее трение уменьшается с понижением температуры, что хорошо согласуется с предположением о его дислокационном характере [1, 2]. Тот же вывод следует и из наблюдения амплитудных зависимостей внутреннего трения при различных температурах. В работе приводятся также результаты расчетов модулей упругости исследуемых металлокерамических материалов по данным об их компонентах. Модули многофазных поликристаллических твердых тел оценивались по упругим параметрам монокристаллов. Значения, полученные для 295 К, сравниваются с экспериментально определенными величинами.

Для расчетов использовался получивший наибольшее распространение метод усреднения модулей упругости и констант упругой податливости по Фойгту, Ройссу и Хиллу [1, 8]. Сплавы рассматривались как двухфазные соединения. Каждая из фаз имеет свою кристаллическую структуру. Нахождение среднестатистических значений модулей упругости сплавов производилось исходя из модели изотропной смеси анизотропных фаз. В ее основе лежит представление о хаотическом распределении фаз по ориентациям и случайном равномерном распределении по их объему. Расчеты предполагают усреднение по ориентациям и определение средних модулей всестороннего сжатия $\langle B \rangle$ и сдвига $\langle G \rangle$ отдельных i -х фаз. Для нахождения модулей

упругости твердых сплавов предварительно определяются средние значения модулей упругости каждой фазы. Учитывая хаотическое чередование фаз по объему, находятся модули всестороннего сжатия $\langle B \rangle$ и сдвига $\langle G \rangle$ агрегата из n изотропных фаз, для этого используются соотношения [1, 8]:

$$\langle B \rangle_\phi = \sum_{i=1}^n c_i \cdot \langle B_i \rangle_\phi; \quad \langle G \rangle_\phi = \sum_{i=1}^n c_i \cdot \langle G_i \rangle_\phi;$$

$$\langle B^{-1} \rangle_p = \sum_{i=1}^n c_i \cdot \langle B_i^{-1} \rangle_p; \quad \langle G^{-1} \rangle_p = \sum_{i=1}^n c_i \cdot \langle G_i^{-1} \rangle_p.$$

Здесь c_i — объемная концентрация i -ой фазы. Фойгт усреднял по всем ориентациям решетки, предполагая однородность деформации по объему кристалла. Ройсс полагал, что однородны напряжения. Формулы, по которым вычисляются средние значения модулей всестороннего сжатия $\langle B \rangle$ и модулей сдвига $\langle G \rangle$ поликристаллов, для монокристалла вольфрама (гексагональная структура) имеют вид [1]:

$$\langle B_\phi \rangle = \frac{1}{9} \cdot (2c_{11} + c_{33} + 4c_{13} + 2c_{12});$$

$$\langle G_\phi \rangle = \frac{1}{30} \cdot (7c_{11} + 2c_{33} - 5c_{12} - 4c_{13} + 12c_{44});$$

$$\left\langle \frac{1}{B_p} \right\rangle = (2S_{11} + S_{33} + 2S_{12} + 4S_{13});$$

$$\left\langle \frac{1}{G_p} \right\rangle = \frac{2}{15} \cdot (7S_{11} + 2S_{33} + 3S_{44} - 5S_{12} - 4S_{13});$$

для кобальта (кубическая структура):

$$\langle B_\phi \rangle = \frac{1}{3} \cdot (c_{11} + 2c_{12}); \quad \langle G_\phi \rangle = \frac{1}{5} \cdot (c_{11} - c_{12} + 3c_{44});$$

$$\left\langle \frac{1}{B_p} \right\rangle = 3 \cdot (S_{11} + 2S_{12}); \quad \left\langle \frac{1}{G_p} \right\rangle = \frac{1}{5} [4(S_{11} - S_{12}) + S_{44}].$$

Здесь индексы « ϕ » и « p » означают соответственно усреднение по Фойгту и Ройссу. Необходимые для расчетов значения модулей упругости взяты из справочника [9]. Константы упругой податливости вычисляются по формулам перехода [1].

Хиллом было показано, что приближение Фойгта приводит к завышенным значениям модулей упругости, а приближение Ройсса — к заниженным. Метод усреднения модулей упругости по Хиллу также основан на представлении о хаотическом распределении кристаллических зерен по объему поликристалла. Средние модули упругости $\langle B \rangle_x$ и $\langle G \rangle_x$ (индекс « x » означает усреднение по Хиллу) вычисляются как средние арифметические или средние геометрические значения соответствующих модулей упругости, полученных методами Фойгта и Ройсса. Нами производился расчет по среднему арифметическому. Найденные модули сдвига и всестороннего сжатия позволяют вычислить значения модуля Юнга E и коэффициента Пуассона ν , характеризующего отношение поперечного сжатия к продольному удлинению образца

при его одноосном растяжении. Для изотропного твердого тела упругие характеристики между собой связаны соотношениями [1]

$$E = \frac{3B \cdot G}{3B + G}; \quad B = \frac{G \cdot E}{9G - 3E}; \quad \nu = \frac{3B - 2G}{6B + 2G} = \frac{E}{2G} - 1.$$

Полученные экспериментальные и расчетные значения приведены в табл. 2.

Таблица 2. Упругие характеристики твердых сплавов на основе монокарбида вольфрама в температурном диапазоне 100...295 K

Сплав	T, K	E, ГПа	G, ГПа	B, ГПа	ν
BK 6	100	632,5	262,7	356,0	0,204
	150	629,0	261,1	356,5	0,205
	200	627,4	259,9	356,9	0,207
	250	625,4	259,2	357,4	0,209
	295	622,5	257,2	357,9	0,210
	295*	641,4	258,1	415,2	0,242
BK 8	100	603,8	252,3	331,7	0,197
	150	601,4	251,0	332,2	0,198
	200	599,0	249,6	332,6	0,200
	250	596,5	248,3	332,7	0,201
	295	594,0	247,0	332,8	0,202
	295*	625,0	251,1	229,1	0,245
BK 10	100	581,7	242,4	323,0	0,200
	150	579,6	441,2	323,4	0,201
	200	577,4	240,2	322,8	0,202
	250	575,5	239,0	323,0	0,203
	295	573,5	238,1	123,3	0,205
	295*	609,5	244,5	400,6	0,246

* – расчет

Из таблицы следует, что с ростом содержания кобальта в сплаве и с ростом температуры монотонно уменьшаются модули упругости, что свидетельствует об отсутствии полиморфных превращений в исследованных материалах. Значения коэффициентов Пуассона слабо зависят от температуры и состава керамики, они лежат в пределах 0,20...0,21. Величины модулей Юнга и сдвига металлокерамики превышают в 2...5 раз модули упругости инструментальных сталей. Изменения модулей упругости с температурой происходят практически по линейному закону. Это позволяет оценить значения модулей упругости при разных температурах с помощью линейной экстраполяции. Сравнение экспериментальных и вычисленных значений модулей упругости показывает, что модель керамики как изотропной смеси анизотропных фаз качественно правильно описывает их изменение в зависимости от состава. Расхождения между результатами расчета и экспериментальными данными находятся в пределах 10 %. Возможно, причина этого в том, что модель не учитывает неоднородность деформации и напряжения по объему материала, кроме того, идеализируется форма кристаллических зерен, она считается сферической. Полученные результаты указывают на приемлемость рассмотрения многофазных металлокерамических материалов в виде изотропных смесей анизотропных фаз. Такой подход позволяет оценить технически важные упругие характери-

стики материалов и дает возможность их прогнозирования по известным упругим параметрам компонентов и их концентрациям.

Распространение упругих волн в твердом теле сопровождается их затуханием (внутренним трением), которое характеризуется логарифмическим декрементом затухания δ . Исследовались зависимости δ от относительной амплитуды периодической деформации образца из сплава BK 8, рис. 2.

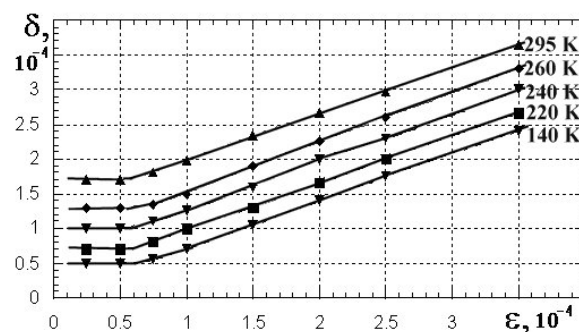


Рис. 2. Амплитудные зависимости внутреннего трения в сплаве BK 8 в температурном диапазоне 140...295 K

Выявлены две области: амплитудно-независимая δ_i и амплитудно-зависимая $\delta_h(\epsilon)$. Уровень внутреннего трения с понижением температуры падает во всем диапазоне амплитуд периодической деформации. Критическая амплитуда деформации ϵ_c , соответствующая началу амплитудной зависимости $\delta_h(\epsilon)$, от температуры практически не зависит. Критические напряжения $\sigma_i = E \cdot \epsilon_c$, соответствующие критической амплитуде, приблизительно на два порядка меньше предела текучести для этого сплава. Проявление зависимости $\delta_h(\epsilon)$ в области деформаций $\epsilon \geq \epsilon_c$ можно рассматривать как начальную стадию пластической деформации, протекающую в отдельных микрообъемах образца. В образце, в котором возбуждается стоячая упругая волна, из-за существенной неоднородности напряжений наблюдаемую в области амплитуд $\epsilon \geq \epsilon_c$ линейную зависимость $\sigma_h = f(\epsilon - \epsilon_c)$ можно связывать с микродеформациями на межфазных границах.

Обратимость амплитудных зависимостей показывает, что в сплаве под действием периодической деформации не происходит структурных изменений. Наблюдаемые деформации происходят в области напряжений «предел пропорциональности – предел упругости». Критическое напряжение, соответствующее началу амплитудной зависимости, по-видимому, следует рассматривать в качестве предела пропорциональности, который на экспериментальных диаграммах «напряжение – деформации» определить практически невозможно. Наклон амплитудных зависимостей не зависит от температуры, поэтому с позиций струнной модели внутреннего трения [1, 2, 4] можно сделать вывод о неизменности плотности подвижных дислокаций и их центров торможения в исследуемом диапазоне температур и амплитуд периодической деформации.

Воздействие γ -излучения (^{60}Co) дозами $D=5\cdot 10^3$ и 10^5 Гр на сплав ВК 8 привело к уменьшению затухания в нем ультразвуковых волн. На рис. 3 представлены амплитудные зависимости затухания продольных акустических волн (внутреннего трения) при 295 К в образце из сплава ВК 8 до и после облучения дозами $5\cdot 10^3$ и 10^5 Гр.

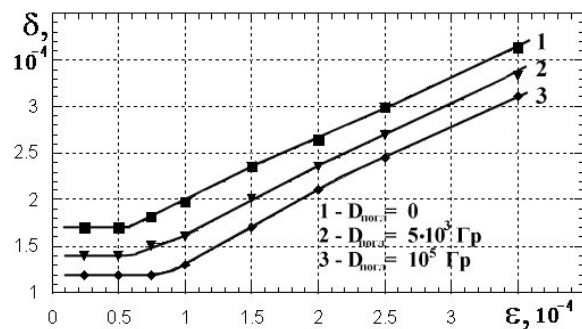


Рис. 3. Амплитудные зависимости внутреннего трения при 295 К в сплаве ВК 8: 1) необлученный образец, 2) $D=5\cdot 10^3$ Гр, 3) $D=10^5$ Гр

При поглощенной дозе $D=5\cdot 10^3$ Гр внутреннее трение уменьшилось, но критическая амплитуда ε_c , соответствующая началу амплитудной зависимости, изменилась незначительно. Ее заметное увеличение произошло при поглощенной дозе $D=10^5$ Гр. В работе [6] было установлено, что при дозах $\sim 5\cdot 10^3$ Гр в сплаве появляются рефлексы новой фазы переменного состава, соответствующего химической формуле $\text{Co}_x\text{W}_y\text{C}$. Можно предположить, что появление рефлексов новой фазы затрудняет движение дислокаций на границах зерен, не меняя при этом распределение дислокационных сегментов по длинам [1, 2, 4]. Об этом свидетельствует одинаковый наклон амплитудных зависимостей как необлученном, так и в облученном образце. Возникшие дисперсные частицы могут изменять прочностные характеристики сплавов. Но облучение кристаллических материалов также стимулирует процессы упорядочения их структуры [6].

Существование ближнего порядка оказывает дополнительное сопротивление движению дислокаций. Перемещаясь в своих плоскостях скольже-

ния, дислокации нарушают этот порядок. Площадь, охватываемая дислокацией при перемещении, получает приращение поверхностной энергии W_γ . Это равносильно увеличению напряжения сопротивления ее движению на величину $\sim W_\gamma/b$, где b – вектор Бюргерса [10]. Для проявления амплитудной зависимости значение имеет движение дислокаций вблизи межфазных границ. Кристаллическая структура монокристалла вольфрама частично построена на ковалентных связях, которые при температуре менее 295 К не обеспечивают заметной подвижности дислокаций. В подвергнутом термическому отжигу кобальте зависимости внутреннего трения от амплитуды колебаний в том же диапазоне температур не наблюдаются. Это позволяет предполагать, что в твердых сплавах проявление амплитудных зависимостей связано с движением зернограничных дислокаций. Процессы, происходящие на межфазных границах при γ -облучении, затрудняют движение дислокаций на этих границах.

Основные выводы

Показано, что в исследованных металлокерамических сплавах на основе монокристалла вольфрама модули упругости монотонно уменьшаются с увеличением концентрации кобальта. Модель сплава в виде изотропной смеси анизотропных фаз качественно правильно описывает зависимость упругих характеристик металлокерамики от состава. Вычисленные значения модулей Юнга и сдвига, хорошо согласуются с измеренными. Гамма-облучение дозами до 10^5 Гр уменьшает уровень внутреннего трения в металлокерамических сплавах, увеличивает критические амплитуды периодической деформации, начиная с которых затухание ультразвука приобретает амплитудно-зависимый характер. Причиной этого может быть как образование под действием облучения рефлексов новой карбидной фазы, так и структурные изменения в сплаве, затрудняющие движение зернограничных дислокаций. Такой характер изменения внутреннего трения позволяет предположить, что γ -облучение изменяет условия пластического течения в материалах на начальных этапах деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зуев Л.Б., Ульянов В.Л., Ботаки А.А. Физическая акустика твердых тел. – Томск: Изд-во ТПУ, 2006. – 166 с.
2. Никаноров С.П., Кардашев Б.К. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. – М.: Наука, 1985. – 250 с.
3. Ботаки А.А., Ульянов В.Л., Шарко А.В. Ультразвуковой контроль прочностных свойств конструкционных материалов. – М.: Машиностроение, 1983. – 80 с.
4. Беломестных В.Н., Похолков Ю.П., Ульянов В.Л. и др. Упругие и акустические свойства ионных, керамических диэлектриков и высокотемпературных сверхпроводников. – Томск: Изд-во СГТУ, 2001. – 224 с.
5. Третьяков В.И. Основы металловедения и технология производства спеченных твердых сплавов. – М.: Металлургия, 1976. – 532 с.
6. Чернов И.П., Тимошников Ю.А., Мамонтов А.П. и др. Изме-

- нение структуры сплава ВК при воздействии малых доз γ -излучения // Атомная энергия. – 1984. – Т. 57. – № 1. – С. 58–60.
7. Поздеева Э.В., Ботаки А.А., Ульянов В.Л. Низкотемпературные измерения ТКЛР электрокерамических материалов // Стекло и керамика. – 1978. – № 4. – С. 30–31.
8. Ульянов В.Л., Ботаки А.А., Поздеева Э.В. Упругие и акустические свойства керамических диэлектриков // Известия Томского политехнического университета. – 2006. – Т. 309. – № 2. – С. 30–31.
9. Францевич И.И., Воронов Ф.Ф., Бакута С.А. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов: справочник. – Киев: Наукова думка, 1982. – 286 с.
10. Ван Бюрен. Дефекты в кристаллах. – М.: Изд-во иностранной литературы, 1962. – 534 с.

Поступила 27.12.2006 г.