

Индукцированные сильноточным импульсным пучком низкоэнергетических электронов структурно-фазовые изменения в приповерхностных слоях корундо-циркониевой керамики

А. П. Суржиков, Т. С. Франгульян, С. А. Гынгазов, Н. Н. Коваль

Методом динамического индентирования изучено влияние сильноточного импульсного пучка низкоэнергетических электронов (СИПНЭ) с $E = 15$ кэВ на механические характеристики приповерхностных слоев корундо-циркониевой керамики (КЦК) состава, в масс%: $20 \text{ Al}_2\text{O}_3 - (77 \text{ ZrO}_2 - 3 \text{ Y}_2\text{O}_3)$. Показано, что электронная обработка вызывает снижение модуля Юнга, а также нанотвердости керамики. Проанализировано действие СИПНЭ на структурно-фазовое состояние модифицированных приповерхностных слоев КЦК. Исследован элементный и фазовый состав приповерхностных слоев образцов методами: электронно-зондового рентгеноспектрального микроанализа (РСМА), вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) и рентгеновской дифрактометрии. Установлено, что облучение керамики СИПНЭ стимулирует переход m -фазы диоксида циркония в тетрагональную модификацию и приводит к существенному снижению содержания корундовой фазы. Сделан вывод, что основную ответственность за обнаруженные эффекты модифицирования механических свойств керамики несут процессы, приводящие к формированию в результате облучения приповерхностного слоя с измененным по отношению к объему образца фазовым составом.

Введение

В настоящее время в мире во многих отраслях промышленности высокотехнологичная керамика с успехом заменяет традиционные материалы, что обуславливает рост производства изделий из нее. В связи с этим значительный интерес представляют исследования, направленные на разработку новых методов обработки керамических структур, позволяющих управлять их свойствами. В этом плане перспективными являются методы, основанные на использовании концентрированных потоков заряженных частиц, в частности, сильноточных импульсных пучков низкоэнергетических электронов (СИПНЭ) (энергия электронов $E \sim$ несколько десятков кэВ) [1, 2]. Об эффективности применения СИПНЭ с целью управления в достаточно широких пределах микроструктурой, фазовым составом, прочностными свойствами приповерхностных слоев твердых тел однозначно свидетельствует целый ряд экспериментальных данных, полученных для металлов и сплавов [2–4].

Особенность такого вида обработки определяется характером диссипации энергии электронного пучка, которая по различным каналам трансформируется преимущественно в тепловую энергию. Концентрация энергии в импульсе пучка велика и может варьироваться в достаточно широких пределах. Поэтому возможно получение практически всех видов термического воздействия на приповерхностные слои твердого тела: нагрев до заданных температур, плавление и испарение с очень высокими скоростями. Последующее резкое охлаждение сопровождается высокоскоростной кристаллизацией расплава, а также формированием в зоне обработки материала термоупругих динамических и квазистатических механических напряжений, которые с неизбежностью приводят к развитию высокоскоростных деформаций. Сочетание действия перечисленных факторов, присущих данному виду электронной обработки, способно инициировать структурно-фазовые превращения в приповерхностных слоях твердого тела, что должно сказываться на их физико-механических свойствах.

Данная работа посвящена изучению влияния СИПНЭ на корундо-циркониевую керамику (КЦК). Структуры, получаемые на основе этой системы, считаются наиболее перспективными для получения высокопрочной инструментальной керамики. Изделия инструментального назначения при эксплуатации испытывают большие динамические воздействия преимущественно в приповерхностных слоях, поэтому для такого типа керамики проблема модифицирования структурного состояния и свойств приповерхностных слоев имеет особую актуальность.

Методика эксперимента

Объектом исследования служила КЦК состава, в масс. %: $20 \text{ Al}_2\text{O}_3 - (77 \text{ ZrO}_2 - 3 \text{ Y}_2\text{O}_3)$. Керамика представляла собой сплав частично стабилизированного диоксида циркония и корунда. Стабилизированное состояние ZrO_2 достигалось введением в его кристаллическую решетку примеси Y_2O_3 в количестве 3 мол. % [5]. Керамику спекали в вакуумной печи при $T = 1920 \text{ K}$ в течение 1,5 часов. Перед электронной обработкой поверхность подвергли полировке до зеркального состояния.

Облучение образцов проводили в вакууме ($P = 10^{-2} \text{ Па}$) на ускорителе SOLO, разработанном в Институте сильноточной электроники (ИСЭ СО РАН). Обработку вели одиночными импульсами пучка низкоэнергетических электронов со следующими параметрами: $E = 15 \text{ кэВ}$, плотность тока в импульсе — 18 А/см^2 , длительность импульса — 50 мкс , частота следования импульсов — $0,1 \text{ Гц}$. Число импульсов $N = 2$. Указанным параметрам соответствовала плотность энергии в импульсе $W_{\text{и}} = 13,5 \text{ Дж/см}^2$. Для определения максимальной глубины проникновения электронов в керамику использовали формулу [6]:

$$R = \frac{2,76 \cdot 10^{-2} A E^{5/3}}{\rho Z^{8/9}}, \quad (1)$$

где Z , A , ρ — эффективный атомный номер, молекулярный вес и плотность вещества, соответственно. Согласно расчетам, $R \approx 2,2 \text{ мкм}$. Размер зоны облучения был меньше диаметра таблетки и составлял 8 мм .

Изучение механических свойств модифицированных тонких приповерхностных слоев образцов проводили методом динамического наноиндентирования с использованием малых нагрузок на индентор. Суть его заключается в непрерывном вдавливании в образец индентора, нагрузка на который изменяется линейно со временем. При этом

одновременно регистрируется глубина его внедрения h и величина нагрузки P .

Метод позволяет в одном цикле “нагружения – разгрузки” определять глубину невосстановленного h_{max} и восстановленного (пластического) h_0 отпечатков, модуль упругости Юнга E (по наклону линейной части разгрузочной кривой), а также нанотвердость материала H . С его помощью удастся проследить динамику процессов деформации в микрообъеме материала и получить более полную информацию о его механических характеристиках. В данной работе для этой цели использовали нанотвердомер Nano Hardness Tester фирмы CSEM, принадлежащий Центру коллективного пользования НИИ ЯФ ТПУ. Индентирование осуществляли с помощью пирамиды Виккерса. На поверхность образцов наносили 8 – 10 отпечатков. Расстояние между уколами индентора превышало 20 мкм . Нагрузка на индентор P составляла 50 и 300 мН . Статистическая погрешность измерений не превышала $6 - 10 \%$.

Элементный и фазовый составы приповерхностных слоев образцов исследовали различными методами: РСМА, ВИМС и рентгеновской дифрактометрии. Рентгенофазовый анализ осуществляли на установке ДРОН-4-07 на монохроматизированном Fe K_α -излучении. Полученные рентгенограммы обрабатывали методом полнопрофильного анализа с использованием программного комплекса Powder Cell 2.4. Данные об элементном составе получены с помощью масс-спектрометра MC7201M и микро-рентгеноспектрального анализатора EDAX ECON IV.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена типичная диаграмма $P - h$, отображающая процесс индентации керамики до облучения при максимальной нагрузке на индентор $P = 300 \text{ мН}$. В качественном отношении ее характер не изменяется при использовании меньших значений P , а также после электронной обработки. Приведенная диаграмма состоит из двух участков. Участок 1 соответствует процессу внедрения индентора и характеризует сопротивление материала пластическим деформациям. Участок 2 несет информацию о поведении деформированной области в режиме разгрузки. Видно, что остаточная глубина отпечатка h_0 после поднятия индентора значительно отличается от максимальной глубины его внедрения h_m . Данный факт указывает на активное протекание процессов восстановления материала в деформируемой области в режиме разгрузки. Вклад их в изменение размера отпечатка можно оценить

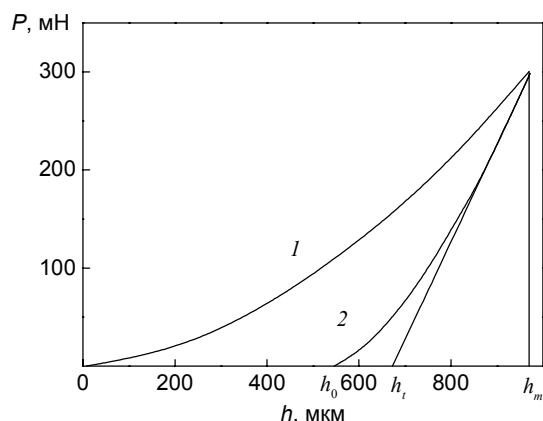


Рис. 1. Зависимость $P(h)$ при максимальной нагрузке на индентор $P = 300$ мН для КЦК до облучения.

параметром $\alpha = (h_m - h_0)/h_m$. При использовании максимальных нагрузок на индентор $P = 300$ и 50 мН параметр α достигает значений $0,41$ и $0,52$, соответственно.

Деформационные характеристики определяли на основе процедуры обработки полученных кривых $P - h$ на участках нагружения и разгрузки по методике Оливера и Фара [7].

В соответствии с этой методикой модуль Юнга E при наноиндентировании керамики оценивается из следующих известных соотношений:

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{S}{\sqrt{A_c}}, \quad (2)$$

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu^2}{E} + \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}, \quad (3)$$

где S — контактная жесткость, которая определяется из условия линейности начального участка разгрузочной кривой $S = dP/dh$, A_c — проецируемая площадь отпечатка, соответствующая контактной глубине, E_r — эффективный модуль, определяемый модулями Юнга и коэффициентами Пуассона исследуемого материала (E и ν , соответственно) и индентора (E_i и ν_i , соответственно).

Нанотвердость материала H рассчитывается по формуле:

$$H = \frac{P_{\max}}{A_c}, \quad (4)$$

где P_{\max} — максимальная нагрузка на индентор.

В табл. 1 приведены деформационные характеристики исследуемой керамики, полученные при использовании двух значений $P_{\max} = 300$ и 50 мН. Время нагружения и разгрузки во всех случаях было одинаковым и составляло одну минуту.

Таблица 1

Механические свойства КЦК до и после электронной обработки

P , мН	H , ГПа		E , ГПа		H^3/E^2 , ГПа	
	необлуч.	облуч.	необлуч.	облуч.	необлуч.	облуч.
300	20,11	15,41	268	201,6	0,13	0,09
50	25,82	16,85	291,3	221,03	0,203	0,097

По данным наноиндентирования при нагрузке на индентор $P = 300$ мН модуль Юнга для необлученных образцов равен $E = 268$ ГПа. Согласно литературным данным [8], для керамики идентичного состава модуль Юнга составляет $E \approx 240$ ГПа. Как видно, приведенные значения удовлетворительно согласуются между собой.

Согласно данным, представленным в табл. 1, полученные значения H и E зависят от величины приложенной нагрузки. В данном случае мы имеем дело с проявлением наномасштабного эффекта. Суть его заключается в увеличении деформационных характеристик с уменьшением P . Следует отметить, что масштабный эффект еще ранее был установлен при измерении микротвердости материалов традиционным методом с использованием прибора ПМТ-3 и малых нагрузок [9, 10]. Существование его объяснялось протеканием процессов упругой релаксации материала в окрестности отпечатка после разгрузки. Размер отпечатка при этом уменьшается. При расчетах это приводит к завышенным значениям микротвердости. В качестве иллюстрации масштабного эффекта на макроуровне можно привести следующие данные. При нагрузках на индентор $P = 2$ Н и 300 мН микротвердость керамики, измеренная нами по традиционной методике, существенно отличалась и составляла $H_v = 14,2$ и $23,1$ ГПа, соответственно. Сопоставление приведенных значений дает ясное представление о степени влияния релаксационных процессов материала в области отпечатка на расчетные значения твердости при использовании малых нагрузок.

В настоящее время вопрос о природе наномасштабного эффекта является открытым. Зависимость деформационных характеристик материала от нагрузки может быть связана с действием целого ряда факторов. К их числу относится протекание процессов упругого возврата материала в окрестности отпечатка в режиме разгрузки. Методика динамического индентирования позволяет оценить величину упругого возврата $\alpha_1 = (h_m - h_i)/h_m$, где h_i представляет собой отрезок на оси X , который отсекает прямая dP/dh , проведенная через верхнюю часть кривой разгрузки. Оценки показали, что при уменьшении нагрузки P от 300 до 50 мН параметр α_1

увеличивается и составляет при этом, соответственно, 0,28, 0,35. Следовательно, этот фактор может нести определенную ответственность за наномасштабный эффект.

Вместе с тем, необходимо также принимать во внимание причину методического характера. Она заключается в том, что при переходе к малым нагрузкам и, соответственно, с уменьшением глубины отпечатка возрастает ошибка в определении контактной площади, а значит, в оценке деформационных характеристик. Частично это связано с неидеальностью вершины индентора. Причем особенно большую роль данное обстоятельство играет при использовании пирамиды Виккерса. И, наконец, увеличение твердости с уменьшением глубины может иметь причину физического характера, обусловленную особенностями протекания процессов деформации в нанобъемах. На современном этапе исследований ответить на вопрос о том, какой из перечисленных факторов вносит основной вклад в наномасштабный эффект, не представляется возможным.

После воздействия СИПНЭ обнаружено качественное изменение состояния поверхности КЦК. В оптическом микроскопе четко было видно образование сетки трещин из-за механических напряжений и термоудара, вызванных быстрым нагревом и охлаждением образцов. Поверхность оказалась разделенной на отдельные фрагменты со средним размером около 22 – 35 мкм. Зависимости нагрузка – перемещение после облучения керамики СИПНЭ имели вид качественно такой же, как на рис. 1. При этом приповерхностные слои характеризовались пониженными значениями твердости и модуля Юнга (табл.1). Сопроствление материала пластической деформации принято оценивать по величине параметра $K = H^3/E^2$ [11]. После электронной обработки этот параметр уменьшается, указывая тем самым на увеличение пластичности модифицированных слоев керамики.

Для выяснения причин, ответственных за модифицирование СИПНЭ механических характеристик керамики, были проведены исследования структурно-фазового состояния приповерхностных слоев. Согласно данным рентгеноструктурных исследований на дифрактограммах керамики в исходном состоянии наблюдался набор основных рефлексов, который соответствовал суперпозиции отражений, обусловленных присутствием трех фаз: тетрагональной (t) и моноклинной (m) фаз диоксида циркония, а также α - Al_2O_3 оксида алюминия. Фазовый состав исследуемой керамики в объемных процентах приведен в табл. 2.

Таблица 2

Фазовый состав корундо-циркониевой керамики

	Содержание фаз, об. %		
	t -ZrO ₂	m -ZrO ₂	α -Al ₂ O ₃
До облучения	62,5	11,6	25,9
После облучения	93,5	0	6,5

После воздействия на керамику СИПНЭ наблюдали исчезновение дифракционных отражений, обусловленных m -фазой, и увеличение интенсивности отражений, присущих тетрагональной фазе, что указывало на структурную перестройку моноклинной фазы диоксида циркония в тетрагональную ($m \rightarrow t$). Одной из вероятных причин $m \rightarrow t$ перехода является создание в кристаллической решетке ZrO₂ в результате ее частичного восстановления дополнительного числа нестехиометрических вакансий кислорода, которые, как известно [5], способствуют стабилизации тетрагональной фазы диоксида циркония. О наличии значительного количества кислородных вакансий свидетельствует появление черной окраски керамики в результате облучения. Кроме того, определенную роль в стимуляции $m \rightarrow t$ перехода могут играть значительные механические напряжения, которые испытывают образцы при обработке импульсным электронным пучком. О возможности полиморфных превращений кристаллической решетки диоксида циркония под действием динамических нагрузок сообщается в ряде публикаций [12 – 14]. В частности, эффект $m \rightarrow t$ фазового превращения наблюдался при воздействии на порошки диоксида циркония ударных механических нагрузок [13] и взрывном нагружении [14].

Согласно данным, приведенным в табл. 1, обработка КЦК электронным пучком приводила к значительному уменьшению содержания корундовой фазы. Можно выделить две наиболее вероятные причины, которые могут приводить к такому результату. Прежде всего, он мог быть обусловлен изменением химического состава зондируемого слоя керамики. Кроме того, нельзя было исключать из рассмотрения возможность разупорядочения структуры корунда до уровня метастабильной аморфизации в результате электронной обработки. В этом случае концентрация ионов алюминия в модифицированном слое не должна претерпевать существенных изменений. Сделать выбор между указанными причинами позволили исследования элементного состава приповерхностных слоев керамики до и после ее облучения СИПНЭ, проведенные с привлечением методов ВИМС и РСМА.

Методом ВИМС измерены профили распределения элементов алюминия и циркония по глубине

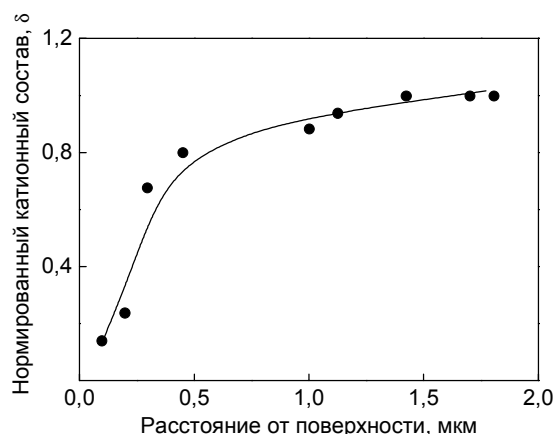


Рис. 2. Изменение нормированного катионного состава (δ) по глубине после электронной обработки КЦК.

после электронной обработки образцов. На рис. 2 представлены зависимости нормированного глубинного катионного состава КЦК (δ). Здесь $\delta = (I_{Al}/I_{Zr})/(I_{Al}/I_{Zr})_{max}$, где I — интенсивность линий масс-спектра, соответствующих измеряемым элементам, $(I_{Al}/I_{Zr})_{max}$ — отношение интенсивностей линий в глубине образца. Глубина травления составляла 2 мкм. Видно, что в пределах измеряемых глубин облучение приводит к уменьшению величины отношения интенсивности линий масс-спектра, обусловленных ионами алюминия и циркония. Основываясь на соотношении интенсивностей линий масс-спектра Al и Zr, можно заключить, что весовое соотношение Al и Zr, входящих в состав керамики, уменьшается за счет снижения содержания алюминия в приповерхностных слоях.

При проведении экспериментов методом РСМА предварительно на поверхность образца наносили полупрозрачную пленку углерода, чтобы избежать заряжения образцов при попадании зондирующего электронного пучка на керамику. Качественный рентгеноспектральный микроанализ поверхности показал, что в отличие от контрольных образцов КЦК, в спектрах, полученных с обработанной поверхности, практически полностью отсутствовали линии, обусловленные алюминием. При этом атомная концентрация ионов иттрия, обеспечивающих стабилизацию тетрагональной фазы диоксида циркония, оставалась неизменной. Сканирование зондирующего пучка в пределах отдельных фрагментов не сказывалось на результатах измерений. Совокупность приведенных экспериментальных данных однозначно указывает на уменьшение содержания ионов алюминия в поверхностных слоях керамики. Согласно данным рентгенофазового

анализа объемное содержание корундовой фазы в зондируемом приповерхностном слое снизилось до уровня 6,5 % (табл. 2). По разным ориентировочным оценкам электронный пучок с указанными параметрами способен нагревать приповерхностный слой керамики до $T = 2600 - 3000$ К. Данной температуры вполне достаточно, чтобы обеспечить плавление тонкого поверхностного слоя и испарение вещества. Поскольку температура плавления корунда (2319 К) существенно меньше, чем диоксида циркония (2963 К), то преимущественно должно происходить испарение более легкоплавкого компонента. В результате формируется приповерхностный слой с измененным по отношению к объему образца химическим и фазовым составом.

Общеизвестно, что зерна керамики состоят из отдельных субзерен, разделенных малоугловыми границами, то есть имеющих свою собственную субструктуру. В каждом зерне возможно присутствие внутренних микронапряжений, которые способны приводить к микроискажениям кристаллической решетки. Согласно результатам проведенного исследования, электронная обработка вызывала уменьшение полуширины рефлексов, присущих t -фазе диоксида циркония. Данный факт указывает на возможность изменения тонкой внутривузрерной структуры циркониевой фазы, а также величины микроискажений решетки ($\Delta d/d$).

По данным рентгеноструктурных исследований осуществлена оценка среднего размера (L) области когерентного рассеяния (ОКР) t -фазы диоксида циркония и значений $\Delta d/d$. Для этой цели применен метод полнопрофильного анализа рентгенограмм с использованием программного комплекса Powder Cell 2.4. В модифицированном СИПНЭ слое керамики средний размер (L) области когерентного рассеяния (ОКР) t -фазы диоксида циркония ($L = 28 - 30$ нм) оказался в два раза выше, чем в исходном состоянии, для которого $L = 14$ нм. При этом облучение приводило к снижению величины микроискажений кристаллической решетки ($\Delta d/d$). До обработки $\Delta d/d = 3,5 \cdot 10^{-3}$, а после этот параметр принимал значение $\Delta d/d = 1,4 \cdot 10^{-3}$. Установленные изменения параметров L и $\Delta d/d$ находятся в согласии с данными по изменению фазового состава приповерхностных слоев керамики. Рост размера субзерен может быть связан с действием двух факторов. Во-первых, с уменьшением доли моноклинной фазы, поскольку наличие дополнительных фаз в структуре кристаллита обычно мешает росту субзерна. Во-вторых, уменьшение доли корундовой фазы должно способствовать снятию микронапряжений и стимулировать тем самым рост субзерна.

Совокупность полученных экспериментальных результатов указывает на существенное преобразование фазового состава приповерхностных слоев КЦК под действием электронного пучка. Поэтому мы полагаем, что именно этот фактор является основной причиной модифицирования электронным пучком их механических характеристик.

Для подтверждения этой точки зрения нами методом наноиндентирования были проведены измерения деформационных характеристик циркониевой керамики (ЦК) после обработки СИПНЭ. Химический и фазовый составы ЦК были, соответственно, идентичны составу зерен циркониевой фазы двухкомпонентной системы КЦК. Значения деформационных характеристик приведены в табл. 3.

Таблица 3

Деформационные характеристики облученной СИПНЭ ЦК			
P , мН	H , ГПа	E , ГПа	H^3/E^2 , ГПа
300	13,2	174,3	0,076
50	17,3	222,1	0,104

Сравнение данных, приведенных в табл. 3 и 1, показывает, что после электронной обработки деформационные характеристики приповерхностных слоев КЦК и ЦК достаточно близки друг к другу. Полученное для них значение модуля Юнга удовлетворительно укладывается в рамки значений, которые приводятся в литературе [8, 15] для диоксида циркония ($E = 170 - 198$ ГПа). На наш взгляд такое совпадение не является случайным и хорошо согласуется с экспериментальными данными по изменению фазового состава приповерхностных слоев керамики после электронной обработки. Поскольку корундовая фаза характеризуется более высоким значением модуля Юнга ($E = 380 - 430$ ГПа), то при уменьшении ее содержания следует ожидать снижения модуля Юнга исследуемой двухкомпонентной системы.

Изменение фазового состава приповерхностных слоев должно сказываться также и на их твердости. Хорошо известно, что микротвердость корунда по данным различных источников [8, 15] изменяется в пределах от 18 – 20 ГПа и превышает микротвердость диоксида циркония. Поэтому вызванное облучением снижение значений твердости керамики вполне логично связать с уменьшением содержания в ней корундовой фазы.

Выводы

1. Обработка корундо-циркониевой керамики СИПНЭ вызывает уменьшение модуля Юнга, а также нанотвердости приповерхностных слоев образцов.

2. Основную ответственность за обнаруженные эффекты модифицирования механических свойств керамики несут процессы, приводящие к формированию приповерхностного слоя с измененным по отношению к объему образца фазовым составом. После электронной обработки приповерхностные слои характеризуются пониженным содержанием корундовой фазы. При этом m -фаза диоксида циркония полностью трансформируется в тетрагональную фазу.

Авторы выражают глубокую благодарность Р.У. Усманову за измерение рентгенограмм и А.В. Чернявскому за определение элементного состава приповерхностных слоев керамики методом ВИМС.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 06-08-00179, № 06-08-96909).

Литература

1. Иванов Ю.Ф., Кашинская И.С., Лыков С.В., Марков А.Б., Окс Е.М., Ротштейн В.П. Известия вузов. Физика, 1995, т. 38, № 10, с. 42 – 50.
2. Гнюсов С.Ф., Иванов Ю.Ф., Проскуровский Д.И., Ротштейн В.П. Письма в ЖТФ, 1999, т. 25, № 20, с. 54 – 58.
3. Гнюсов С.Ф., Иванов Ю.Ф., Ротштейн В.П. Физика и химия обработки материалов, 2003, № 1, с. 16 – 21.
4. Ivanov Yu.F., Kolubaeva Yu.A., Devyatkov V.N., Krysina O.V., Koval N.N., Schaniv P.V. Proc. of 7th Intern. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. Tomsk, 2004, p. 236 – 239.
5. Рутман Д.С., Торопов Ю.С., Плинер С.Ю. Высокоогнеупорные материалы из ZrO_2 . М.: Металлургия, 1985, 270 с.
6. Kanaya K., Okayama S. J.Phys.D.: Appl.Phys., 1972, v. 5, no. 1, p. 43 – 58.
7. Oliver W.C., Pharr G.M. J.Mater. Res., 1992, v. 7, no. 6, p. 1564 – 1583.
8. Liang K.M., Orange G., Fantozzi G. J.of Mater. Science, 1990, v. 25, p. 207 – 214.
9. Мотт Б.В. Испытания на микротвердость микро-сдавливанием. М.: Металлургиздат, 1960, 134 с.
10. Осипов В.Н., Гурин В.Н., Деркаченко Л.И., Зимкин И.Н. Физика твердого тела, 2000, т. 42, № 5, с. 850 – 853.
11. Leyland A., Matthews A. Wear, 2000, v. 246, no. 1 – 2, p. 1 – 11.

12. Королев П.В., Кульков С.Н. Перспективные материалы, 1998, №2, с. 55 – 60.
13. Morosin B., Graham R.A., Hellman J.R. Monoclinic to tetragonal conversion of zirconia under shock compression. Shock Waves in Condensed Matter, 1983. Ed. J.R. Asay, R.A. Graham, G.K. Straub. Elsevier Science Publishers, 1984, p. 383 – 386.
14. Гурьев Д.Л., Копанева Л.И., Бацанов С.С. Физика горения и взрыва, 1987, т. 23, № 2, с. 137 – 138.
15. Физико-химические свойства окислов. Справочник. Под ред. Г.В.Самсонова. М.: Металлургия, 1969, 455 с.

***Суржиков Анатолий Петрович** — Томский политехнический университет, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией. Специалист в области радиационного материаловедения.*

***Франгульян Тамара Семеновна** — Томский политехнический университет, кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области радиационного материаловедения.*

***Гынгазов Сергей Анатольевич** — Томский политехнический университет, кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области физической электроники.*

***Коваль Николай Николаевич** — Институт сильноточной электроники СО РАН, доктор технических наук, профессор, заместитель директора. Специалист в области физики плазмы.*