

ПОЛУЧЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ ОБРАЗЦОВ ИТО-КЕРАМИКИ ВЗРЫВНЫМ КОМПАКТИРОВАНИЕМ И СПЕКАНИЕМ НАНОПОРОШКОВ

Ю. Цз. Чжан, С. Цз. Ли, Г. Л. Сунь, С. Х. Ван

Технологический университет Даляня, Далянь, 116024 Ляонин, Китайская Народная Республика
zhangyueju2002@sina.com.cn

Ультратонкие ИТО (оксид индия с добавкой олова) керамические мишени являются необходимым материалом в производстве оптико-электрических пленок способом распыления. Трудность изготовления мишеней состоит в том, что при высокой температуре ИТО-керамика распадается. В данной работе коммерческие нанопорошки ИТО-керамики использованы для взрывного компактирования в двух различных сборках и с различными взрывчатыми веществами. Согласно данным эксперимента скорость ударной волны должна быть меньше 4000 м/с, а ударное давление больше 6 и даже 12 ГПа для того, чтобы получить хорошую консолидацию. Образцы быстро спекались при высокой температуре после ударной обработки. С помощью дифференциального термического анализа была определена наиболее подходящая температура спекания ИТО-образцов после взрывного компактирования — ≈ 1000 °С. Изображения образцов, полученные на сканирующем электронном микроскопе, показали, что ИТО-керамика распадалась и сублимировалась при высокой температуре. Измерены коэффициенты расширения: для образцов, спеченных при температуре 1000 °С, $\alpha_l = 7.81 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹, при температуре 900 °С — $\alpha_l = 8.8 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹; для коммерческих образцов, полученных горячим изостатическим прессованием, $\alpha_l = 6.89 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹.

Ключевые слова: ИТО-керамика, взрывная консолидация, нанопорошки, спекание.

ВВЕДЕНИЕ

Благодаря прекрасным характеристикам, ИТО-пленки (оксид индия с добавкой олова) широко используются в электронике и оптике при производстве панелей для жидкокристаллических дисплеев. Обычно такие пленки изготавливаются распылением — процесс, для которого необходима плотная твердая мишень. К сожалению, плотную мишень трудно получить из ИТО-порошков вследствие их разложения и возгонки при высокой температуре. И хотя ультратонкие объемные образцы изготавливаются путем горячего изостатического прессования (HIP, hot isostatic pressing), затрачено немало усилий, особенно в последние годы [1–6], на поиск других путей получения ультратонких ИТО-мишеней. Исследователи работали как над усовершенствованием процесса спекания ИТО-порошков в плотную объемную мишень, так и над снижением стоимости добавок, вводимых для улучше-

ния спекания. В результате установлено, что оптимальным является использование чистого ИТО-материала. Добавки, применяемые для повышения плотности спеченного образца, могут оставаться в нем и отрицательно влиять на свойства напыляемых пленок. Для того чтобы найти возможность получения плотных керамических образцов без введения присадок, мы решили использовать технологию взрывной консолидации. Считается, что метод взрывного компактирования, или техника ударной консолидации, позволяет консолидировать порошки, плохо поддающиеся спеканию, а также аморфные порошки. При этом порошки могут подвергаться воздействию высокого давления (вплоть до 100 ГПа) на очень короткое время (в пределах нескольких микросекунд). Если воспользоваться этим методом для консолидации аморфных порошков, то можно получить аморфный объемный образец, поскольку нагревается в основном поверхность частиц порошка, а время нагрева ограничено длительностью взрывного компактирования. Консолидация порошков ударными волнами высокой амплитуды — потенциально перспективный метод для синтеза и обработки объемных нано-

Zhang Yue-Ju, Li Xiao-Jie, Sun Gui-Lei, Wang Xiao-Hong.
State Key Laboratory of Structural Analysis for Industrial Equipment, Dalian University of Technology, Liaoning Dalian 116024, P. R. China.

кристаллических материалов. Недавно он был успешно применен для сжатия магнитных нанокompозитных порошков [7], компактирования высокотемпературных керамических сверхпроводников [8], уплотнения наноструктуры интерметаллического сплава Ti_5Si_3 [9] и т. д. Авторы работы [10], сравнивая характеристики спеченных керамических образцов Si_3N_4 , компактированных ударной волной и полученных без ударной обработки, пришли к заключению, что ударно-волновая активация играет положительную роль в уплотнении исследуемых порошков во время спекания, благодаря вкладу энергии от высокой плотности дислокаций и других дефектов кристаллической структуры, что приводит к более плотной структуре образцов керамики. Они также подтвердили, что вследствие ударно-волновой активации повышается прочность образца на изгиб, а вязкость разрушения примерно на 40 % больше, чем у образца, спеченного обычным способом.

Цель настоящей работы — определить подходящую температуру спекания нанопорошков ИТО-керамики после взрывного компактирования, исследовать микроструктуру компактов, полученных взрывом, и спеченных образцов. Проведены взрывные эксперименты с целью подобрать подходящие взрывчатые вещества и конструкцию устройства для взрывной консолидации нанопорошков ИТО-керамики.

ЭКСПЕРИМЕНТ

Изменение фазового состава и размеров зерен (по формуле Шеррера) определяли рентгенодифракционным анализом ИТО-порошков и объемных взрывных компактов (дифрактометр XRD-6000 фирмы «Shimadzu», Япония, Cu-мишень: $\lambda = 0.15406$ нм, напряжение на трубке 40.0 кВ, ток 30.0 мА, скорость сканирования 4 град/мин в диапазоне $2\theta = 20 \div 100^\circ$). Для определения размера зерен и морфологии поверхности разрушения использовали изображения, полученные сканирующим электронным микроскопом (JSM-5600LV фирмы «Jeol», Япония). Плотность спеченных образцов определяли методом Архимеда. Исследование характеристик ИТО при различных температурах проводилось при помощи дифференциального термического анализа (прибор TGA/SDTA851e, «Mettler Toledo», Швейцария), скорость нагрева $10^\circ C/мин$, поток N_2

или Ar_2 50.0 мл/мин, диапазон температуры $20 \div 1500^\circ C$. Количественный анализ состава ИТО-образцов, спеченных после взрывного компактирования, проводили при помощи электронного микроанализатора (ЕРМА-1600, Япония). Нанопорошки ИТО прессовали в стальной трубе до плотности $\approx 50\%$ от теоретически возможной, нагревали до $350^\circ C$ для удаления влаги из объема и герметизировали в вакууме.

Эксперименты по взрывной консолидации проводили с двумя типами сборок: в первом использовали одну стальную цилиндрическую оболочку (внутренний диаметр 20 мм, толщина стенки 2 мм, длина снаряженной части 40 мм, включая две стальные вставки толщиной по 5 мм), во втором — две стальные коаксиальные цилиндрические оболочки (внутренний диаметр первой (внешней) оболочки 38 мм, толщина стенки 2 мм; внутренний диаметр второй (внутренней) оболочки 25 мм, толщина стенки 2 мм; длина загружаемой части такая же, как и в опытах с одной оболочкой). Слой гексогена толщиной $25 \div 30$ мм помещали вокруг стальной оболочки. Плотность взрывчатого вещества (ВВ) регулировали, добавляя в него стеклянные микробаллоны (насыпная плотность ≈ 0.07 г/см³). ВВ инициировали детонатором, помещенным наверху в центре сборки. Схемы сборок для взрывного компактирования показаны на рис. 1.

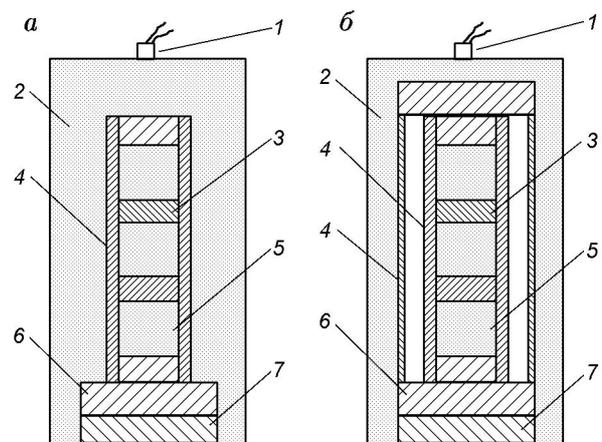


Рис. 1. Экспериментальные сборки для взрывного компактирования ИТО-порошков:

а — сборка с одной оболочкой, б — сборка с двумя оболочками; 1 — детонатор, 2 — ВВ, 3 — стальные вставки, 4 — стальные трубы, 5 — нанопорошок ИТО-керамики, 6 — основание, 7 — откольная пластина

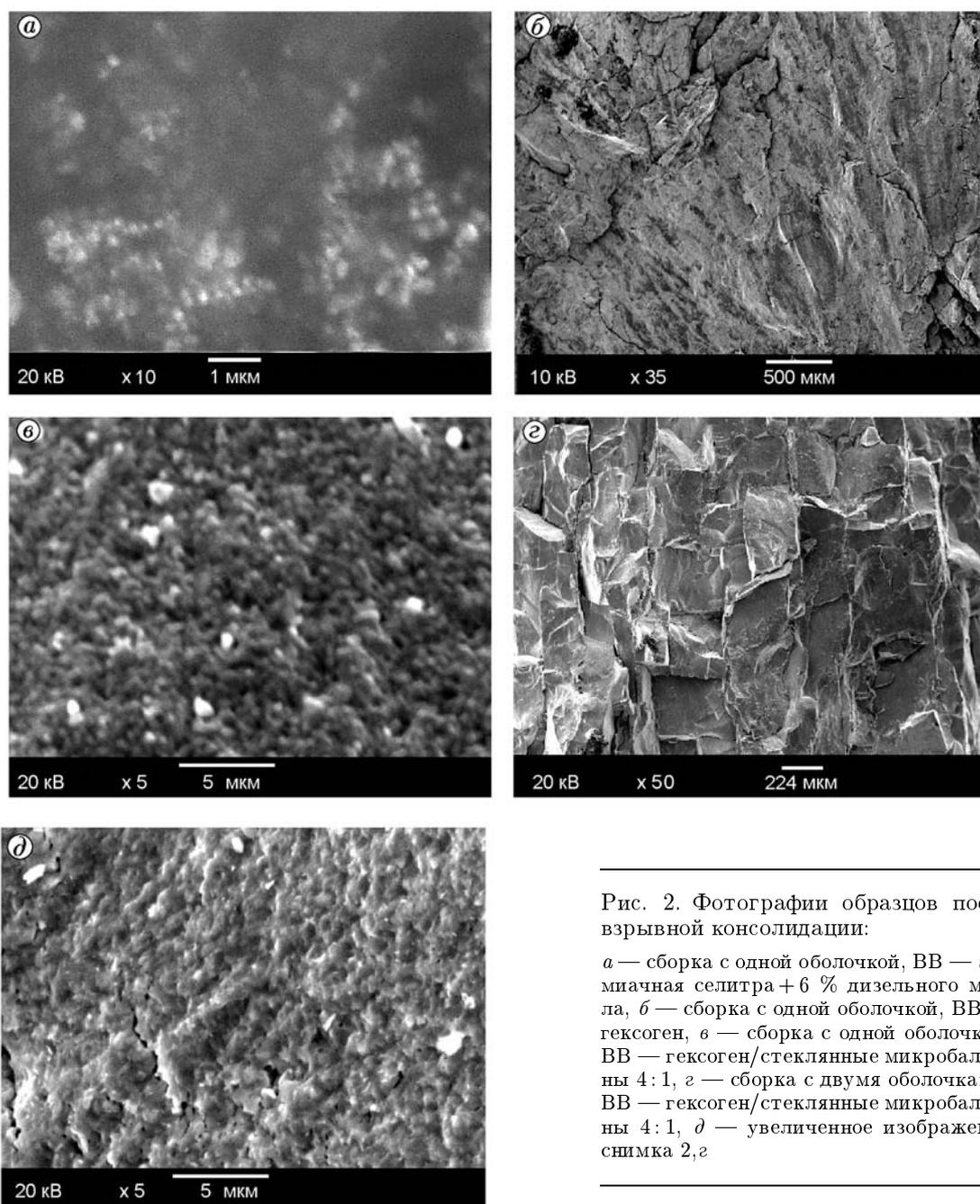


Рис. 2. Фотографии образцов после взрывной консолидации:

a — сборка с одной оболочкой, ВВ — аммиачная селитра + 6 % дизельного масла, *б* — сборка с одной оболочкой, ВВ — гексоген, *в* — сборка с одной оболочкой, ВВ — гексоген/стеклянные микробаллоны 4:1, *г* — сборка с двумя оболочками, ВВ — гексоген/стеклянные микробаллоны 4:1, *д* — увеличенное изображение снимка *г*.

Коммерческие нанопорошки ИТО-керамики состоят из In_2O_3 и SnO_2 в массовой пропорции 90:10, а содержание чистого ИТО в смеси больше 99.99 %. Средний размер частиц порошков меньше 100 нм. Компоненты примеси следующие: $\text{Cd} < 3.0$, $\text{Cu} < 1.0$, $\text{Fe} < 3.0$, $\text{Zn} < 4.0$, $\text{Al} < 4.0$, $\text{Si} < 5$ ppm.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Взрывная консолидация

Для проведения экспериментов сначала была выбрана сборка с одной оболочкой (из-за ее низкой стоимости и простоты изготовления) и использовалось ВВ с низкой скоростью детонации (аммиачная селитра + 6 % дизельного

масла). Из-за низкого давления при взрыве качество компакта оказалось неудовлетворительным (рис. 2, а, б). Использование более мощного ВВ, гексогена, не улучшило результаты компактирования, поскольку внутри компакта оставались поры (см. рис. 2, б). К тому же при использовании мощного ВВ образуется маховская конфигурация. Поэтому для того, чтобы предотвратить образование маховского течения, в сборку помещали стальные вставки. В результате коаксиальное отверстие образовывалось при скорости детонации выше 4 000 м/с (при плотности гексогена ≈ 0.95 г/см³).

После инициирования ВВ кольцевой детонационный фронт распространяется в осевом направлении. Стальная оболочка движется внутрь и генерирует ударную волну, которая движется в глубь порошка, что и приводит к консолидации частиц. Детонационное давление связано со скоростью детонации и плотностью следующим уравнением [11]:

$$p = \left(1 - \frac{\rho_e}{\rho_s}\right) \rho_e u_d^2 \approx \frac{1}{4} \rho_e u_d^2, \quad (1)$$

где ρ_e — начальная плотность ВВ, $\rho_s \approx 4\rho_e/3$ — плотность ВВ в зоне реакции, u_d — скорость детонации ВВ. Хотя плотность гексогена в экспериментах регулировалась при помощи стеклянных микробаллонов, уравнение (1) справедливо для оценки ударного давления.

Для состава аммиачная селитра + 6% дизельного масла $u_d = 2\,300$ м/с, $\rho_e = 0.7$ г/см³ и по уравнению (1) $p = 1.32$ ГПа; для смеси гексоген/стекло в пропорции 4:1 $u_d = 3\,830$ м/с, $\rho_e = 0.903$ г/см³, $p = 3.31$ ГПа; для гексогена $u_d = 6\,900$ м/с, $\rho_e = 1.20$ г/см³, $p = 14.28$ ГПа.

В сборке второго типа (см. рис. 1, б) детонационная волна ускоряет внешнюю оболочку внутрь до высокой скорости. После соударения с внутренней оболочкой генерируется гораздо более высокое давление, чем в сборке первого типа (см. рис. 1, а). Значение давления можно вычислить методом отражения, исходя из измеренной или рассчитанной скорости внешней оболочки. Чем толще внешняя оболочка, тем больше длительность импульса давления, входящего в порошок и генерирующего в нем УВ. При расчете ударного давления, распространяющегося внутрь керамического компакта, помещенного во внутреннюю оболочку, есть некоторые трудности.

Внешняя оболочка ускоряется продуктами детонации и проходит зазор между оболочками. Ее скорость можно рассчитать аналогично тому, как это делалось при сварке взрывом [11]. Хотя в нашем случае оболочка была цилиндрической, прочностью стали при использовании мощных ВВ можно пренебречь. Поэтому можно применять метод расчета, используемый в плоском случае при сварке взрывом. При проектировании сборки расстояние между оболочками (l_s) должно подбираться так, чтобы внешняя оболочка успевала набрать необходимую скорость. Более детально метод вычисления скорости ударника, разгоняемого детонирующим ВВ, изложен в [12], на основе этого метода разработана программа расчета конечной скорости в зависимости от пройденного расстояния. Расчет показывает, что при расстоянии больше 5 мм скорость ударника растет медленно (рис. 3).

Давление, генерируемое при ударе внешней оболочки, рассчитывалось по соотношению

$$p - p_0 = \rho_0 u_s u_p, \quad (2)$$

где p_0 , ρ_0 — соответственно исходные давление и плотность материала до ударного сжатия, u_s , u_p — ударная и массовая скорости.

При отсутствии фазового перехода соотношение между u_p и u_s в твердом теле часто выражается соотношением [13]

$$u_s = c_0 + s u_p, \quad (3)$$

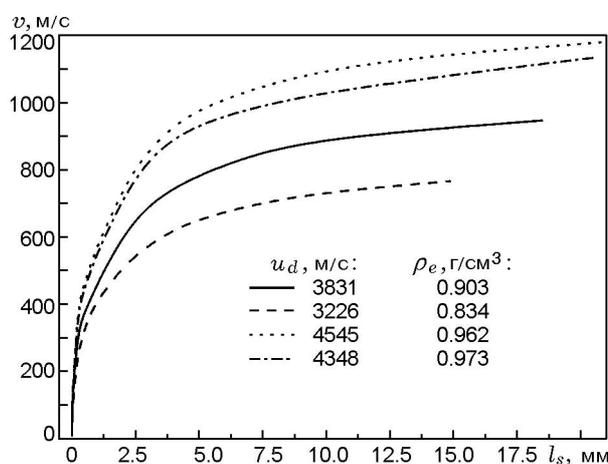


Рис. 3. Зависимость скорости внешней оболочки от пройденного расстояния (расчет согласно работе [12])

где c_0 — скорость звука в материале, а s — константа. Для стали $c_0 = 3.574$ км/с, $s = 1.92$.

На границе соударения внешней и внутренней оболочек массовые скорости равны. Поэтому

$$u_p = u/2, \quad (4)$$

где u — скорость внешней оболочки перед соударением с внутренней.

В сборке с двумя оболочками в качестве ВВ использовали смесь гексоген/стекло в пропорции 4:1. На расстоянии $l_s = 4.5$ мм расчетная скорость внешней оболочки составляла 766 м/с. Комбинируя уравнения (2)–(4) (при $\rho_0 = 7.8$ г/см³ в предположении $p_0 = 0$), получаем $p = 12.88$ ГПа.

Спекание

После взрывного компактирования образцы спекались при различных температурах, затем короткое время их выдерживали при этих же температурах и быстро охлаждали на воздухе. Цель быстрого спекания состояла в том, чтобы уменьшить разложение ИТО-керамики при высокой температуре, о чем говорилось в работе [1].

Авторы работы [14] исследовали процесс уплотнения нанокристаллических порошков ИТО, используя методику быстрого нагрева (образец помещался в печь с температурой, равной или немного меньшей температуры спекания, поэтому он достигал температуры спекания за короткое время), и обнаружили, что усадка образца проходила не полностью. Авторы связали недостаточное уплотнение образца с тем, что снаружи уплотнение завершалось быстрее и образовывалась твердая оболочка, препятствовавшая нормальному уплотнению внутренней части образца. Это указывает на то, что в методике быстрого нагрева скорость уплотнения нанокристаллических порошков ИТО-керамики выше скорости переноса тепла в них. Но в наших экспериментах подобное явление не наблюдалось: в поперечном сечении образца получена однородно спеченная микроструктура. Различие результатов наших экспериментов и проведенных в [14] может быть объяснено тем, что в наших опытах степень консолидации образца была высокой и скорость уплотнения однородной по всему сечению образца, благодаря остаточным напряжениям, большому числу дислокаций и струк-

туре двойников, образующихся после ударного компактирования. После ударной консолидации следует проводить быстрое спекание, поскольку при увеличении времени нахождения образца при высокой температуре ИТО-керамика разлагается, что ведет к уменьшению степени активации порошка, достигнутой в ходе ударной обработки, и, как следствие, к меньшей конечной плотности образца.

На рис. 4 представлены результаты измерения коэффициента линейного расширения образцов, полученных в сборках с двумя оболочками и спеченных при температурах 1000 и 900 °С, а также образцов, спеченных по НР-технологии. Видно, что температура спекания ≈ 1000 °С более приемлема, чем 900 °С, поскольку наклон кривой для образца, спеченного при $T = 1000$ °С (линия 2 на рис. 4), близок к наклону кривой для ультраплотного образца, изготовленного по НР-технологии. Меньший наклон кривой, соответствующей температуре спекания 900 °С, указывает на то, что плотность данного образца меньше плотности двух других. Для подбора наиболее подходящей температуры спекания проводился дифференциальный термический анализ, результаты которого показаны на рис. 5. На нем четко выделяются пики при $T = 1120$ °С (в среде N_2) и при $T = 1080$ °С (в среде Ar_2). Флуктуация на кривой означает протекание экзотермической реакции, и, следовательно, возможна рекристаллизация зерен.

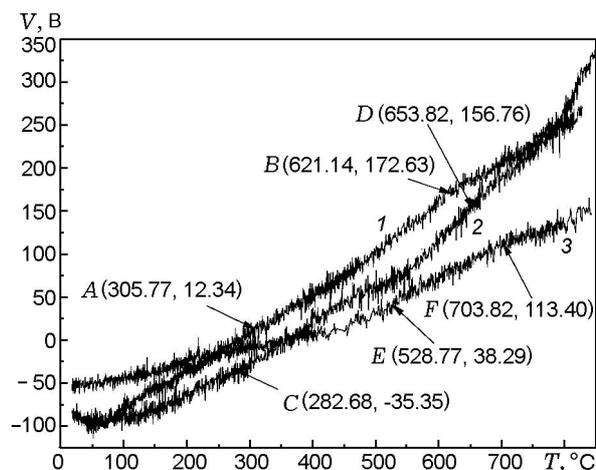


Рис. 4. Данные, полученные при измерении коэффициента линейного расширения:

1 — образец, спеченный при $T = 900$ °С, 2 — при $T = 1000$ °С, 3 — образец, изготовленный по НР-технологии; числа возле точек — их координаты

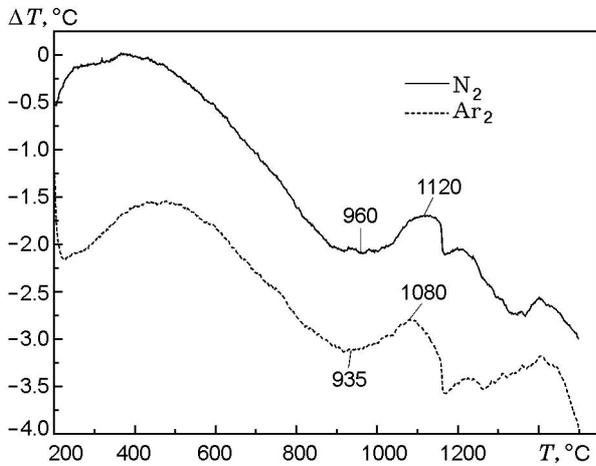


Рис. 5. Результаты дифференциального термического анализа ИТО-порошков

Коэффициент термического расширения является одной из возможных характеристик для оценки прочности связей в твердом теле. Чем плотнее твердое вещество, тем меньше его коэффициент расширения. Поэтому можно в некоторой степени различать плотности образцов, сравнивая их коэффициенты расширения. Коэффициент линейного расширения $\alpha_l = \Delta l / l_0$ (где Δl — удлинение образца, а l_0 — его начальная длина) измеряется достаточно просто. Для данных, представленных на рис. 4, он может быть рассчитан по формуле

$$\alpha_l = 0.001 \frac{\Delta V / C}{l \Delta T}, \quad (5)$$

где ΔV — прирост напряжения, В; ΔT — прирост температуры, °С; l — длина образца, мм. Аппаратная константа $C = 11.055$ В/м. Длина образца, спеченного по HIP-технологии, составляет 6.67 мм, а образцов, спеченных при $T = 900$ и 1000 °С, — 6.00 и 4.41 мм соответственно.

Расчет коэффициента линейного расширения по (5) между точками, отмеченными на рис. 4, дает следующие значения: для HIP-образца $\alpha_l = 6.89 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, для образца, спеченного при $T = 1000$ °С, $\alpha_l = 7.81 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ и для образца, спеченного при $T = 900$ °С, $\alpha_l = 8.8 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$.

Образцы, полученные в ходе взрывного компактирования с сохранением герметичности ампулы, лучше спекаются и легче достигают более высокой плотности при одних и тех же условиях спекания, чем те, у которых произошло нарушение герметичности ампулы.

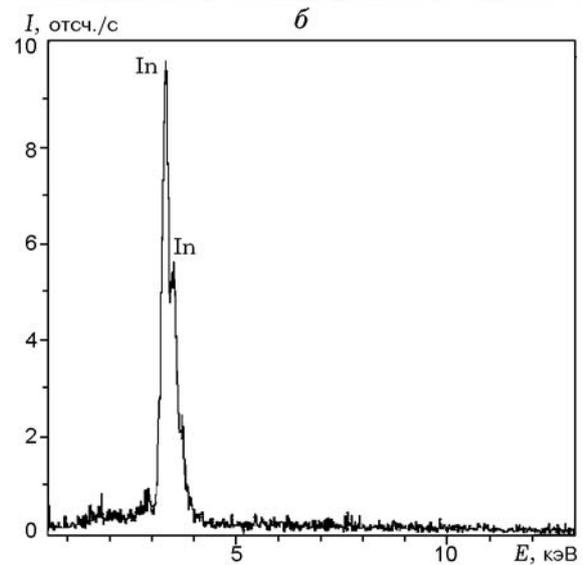
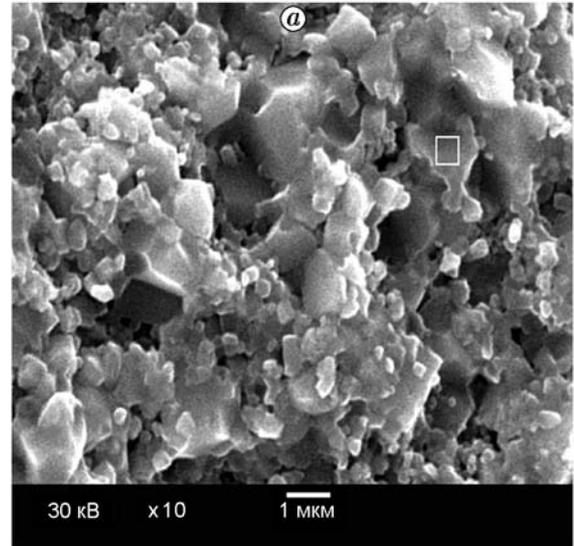


Рис. 6. Изображение, полученное на электронном сканирующем микроскопе, образца (а), спеченного при $T = 935$ °С (выдержан в течение 3 ч, плотность 94% от теоретической). Энергетический спектр (б) области, выделенной на рис. 6,а

Это проявляется в меньшем разложении оксида индия при сохранении герметичности ампулы и в меньшей утечке индия из компактированного образца. Отчетливое доказательство этого обнаружено на образце, который спекался в течение 3 ч при $T = 935$ °С (рис. 6): видно, что чистый индий «прорастает» между кристаллами ИТО. Результаты EPMA-анализа также свидетельствуют о разложении ИТО-керамики (рис. 7). При сравнении двух образцов (оба компактированы без нарушения герметично-

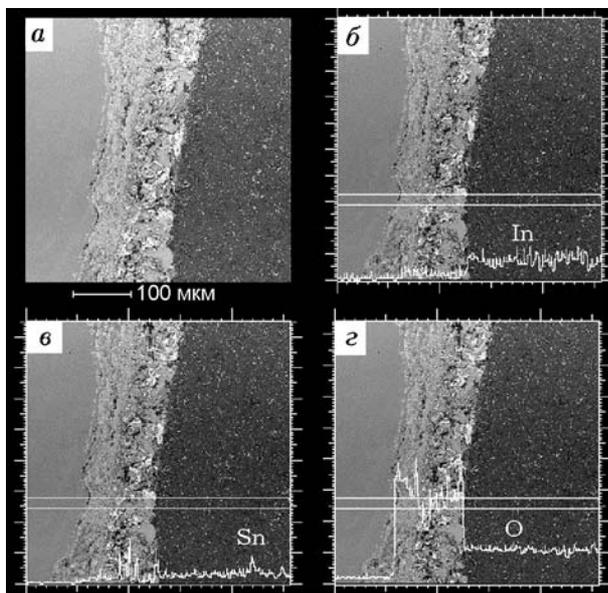


Рис. 7. Распределение элементов в поперечном сечении спеченных образцов:

левая однородная область на каждом изображении — стальная стенка, средняя (неплотная) — разложившаяся ИТО-керамика, правая темная область — однородная спеченная ИТО-керамика; б-г — относительное содержание In, Sn, O (соответственно) в области, расположенной между двумя прямыми линиями, проходящими через поперечное сечение образца

сти ампулы), спеченных при различной температуре и с разным временем выдержки, видно, что плотность образца, показанного на рис. 8, меньше плотности образца на рис. 6, что может быть связано с потерей индия. В итоге между границами зерен образуется много пустот. Эти результаты вместе с данными дифференциального термического анализа позволяют сделать вывод, что температура ≈ 1080 °C является особой точкой, при которой ИТО-керамика разлагается интенсивно.

Результаты рентгенофазового анализа исходных порошков и объемного образца, полученного после взрывной обработки, показаны на рис. 9. Видно, что линия образца после взрывной обработки шире, чем у исходных порошков. Уширение линии свидетельствует о том, что размер частиц из-за их разрушения в ходе взрывного компактирования стал меньше. И хотя уширение линии частично вызвано кристаллической аберрацией, в процессе взрывного компактирования всегда происходит разрушение керамики. Дробление частиц приводит к образованию новых чистых границ зерен и новых контактных поверхностей, плот-

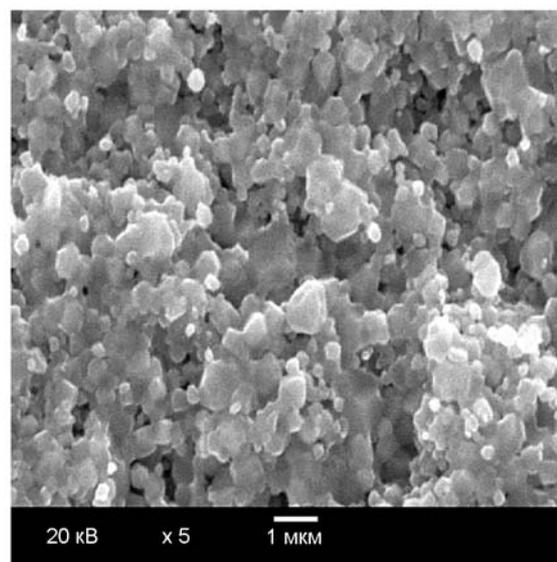


Рис. 8. Фотография образца, спеченного при $T = 1080$ °C (выдержан в течение 1 ч, плотность 92 % от теоретической)

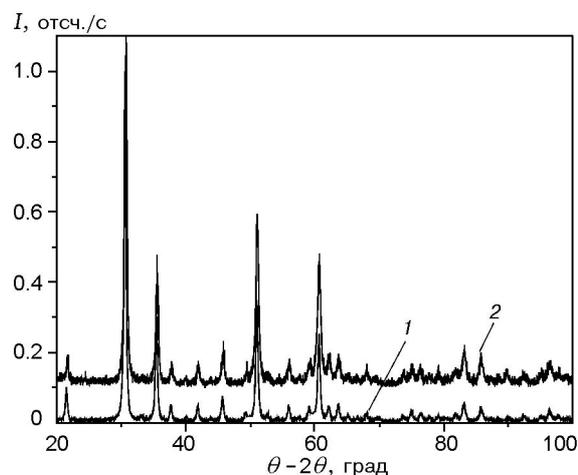


Рис. 9. Рентгенодифракционный анализ исходных ИТО-порошков (1) и образца, компактированного взрывом (2)

но соприкасающихся друг с другом, что обеспечивает возможность беспрепятственной диффузии вещества через границы зерен. В результате становится возможным быстрое спекание ИТО-керамики.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для взрывной консолидации нанопорошков ИТО-керамики схема с двумя оболочками предпочтительнее, чем схема с одной оболочкой. Скорость детонации является важным параметром. Ее значение должно быть меньше

4000 м/с, чтобы избежать образования маховской конфигурации, отрицательно влияющей на компактирование образцов. Другой важный параметр — давление в ударной волне. Его значение должно быть выше упругого предела Гюгонио и, исходя из сопоставления данных для Al_2O_3 [15] и данных наших экспериментов, должно превышать 6 ГПа для нанопорошков ИТО-керамики.

Взрывная консолидация нанопорошков ИТО-керамики улучшает условия для быстрого спекания. Объемные образцы, полученные в результате взрывной обработки и спеченные при высокой температуре, менее пористые, чем образцы, не подвергнутые воздействию ударной волны [1].

Коэффициент расширения компактов ударно-обработанных нанопорошков ИТО-керамики, спеченных при $T = 1000^\circ\text{C}$, близок к коэффициенту расширения коммерческих мишеней, производимых по HIP-технологии. Хотя коэффициент расширения ударно-обработанного образца, спеченного при $T = 900^\circ\text{C}$, меньше, чем других образцов (как уже отмечалось выше), он все же находится в диапазоне значений, соответствующих хорошим мишеням [16]. Принимая во внимание результаты измерения коэффициента расширения, дифференциального термического анализа и сканирующей электронной микроскопии (см. рис. 6 и 8), можно сделать вывод, что подходящая температура для спекания ударно-обработанных нанопорошков ИТО-керамики $\approx 1080^\circ\text{C}$. При этом необходимо проводить быстрое спекание, с коротким временем выдержки, поскольку при температуре $\approx 1080^\circ\text{C}$ возникает экзотермическая реакция, ускоряющая разложение, что и подтверждают эксперименты (см. рис. 6 и 7). Образцы, полученные в наших экспериментах, имели однородное распределение по составу, что является очень хорошим качеством, необходимым для распыляемых мишеней.

Хотя взрывное компактирование нанопорошков ИТО-керамики в перспективе может стать технологией получения объемных образцов, существует много препятствий, которые необходимо преодолеть: устранить разрушение в компактированном образце, подобрать подходящую интенсивность нагружающей ударной волны, удалить адсорбированный воздух на поверхности частиц нанопорошка и т. д.

Работа выполнена при поддержке Национального фонда естественных наук (10172025).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Kim Bong-Chull, Lee Joon-Hyung, Kim Jeong-Joo, Takayasu Ikegami.** Rapid rate sintering of nanocrystalline indium tin oxide ceramics: particle size effect // *Mater. Lett.* 2002. V. 52. P. 114–119.
2. **Udawatte C. P., Yanagisawa K.** Sintering of additive free hydrothermally derived indium tin oxide powders in air // *J. Solid State Chem.* 2000. V. 154. P. 444–450.
3. **Koichiro Iwasa, Tetsuhiko Isobe, Mamoru Senna.** Enhanced densification of indium-tin oxide ceramics for sputter target through wet mechanochemical processing // *Solid State Ionics.* 1997. V. 101–103. P. 71–78.
4. **Park Dong-Hyuk, Son Keun-Young, Lee Joon-Hyung, et al.** Effect of ZnO addition in In_2O_3 ceramics: defect chemistry and sintering behavior // *Solid State Ionics.* 2004. V. 172. P. 431–434.
5. **Muraoka M., Suzuki M., Sawada Y.** Sintering of tin-doped indium oxide (Indium—Tin—Oxide, ITO) with Bi_2O_3 additive // *J. Mater. Sci.* 1998. V. 33. P. 5621–5624.
6. **Nadaud N., Nanot M., Boch Ph.** Sintering and electrical properties of titania- and zirconia-containing $\text{In}_2\text{O}_3\text{—SnO}_2$ (ITO) ceramics // *J. Amer. Ceram. Soc.* 1994. V. 77, N 3. P. 843–846.
7. **Jin A. Q., Chen K. H., Li J., et al.** Shock compression response of magnetic nanocomposite powders // *Acta Mater.* 2004. V. 52. P. 2147–2154.
8. **Mamalis A. G.** Manufacturing of bulk high-Tc superconductors // *Intern. J. Inorg. Mater.* 2000. V. 2. P. 623–633.
9. **Counihan P. J., Crawford A., Thadhani N. N.** Influence of dynamic densification on nanostructure formation in Ti_5Si_3 intermetallic alloy and its bulk properties // *Mater. Sci. Eng. A.* 1999. V. 267. P. 26–35.
10. **Fangyun Lu, Qingyu Cai, Li Lu, et al.** The effects of shock activation on sintering Si_3N_4 ceramics // *J. Mater. Process. Technol.* 2004. V. 147. P. 90–93.
11. **Blazynski T. Z.** Explosive Welding, Forming and Compaction. London; New York: Applied Science Publ., 1983. P. 369–391.
12. **Li X. J.** Two Dimensional Flyer Accelerating with the Super-Stratum and the Effect of Cutting by the Super-Stratum. Dalian College of Technology, 1987.
13. **Thadhani N. N.** Shock-induced chemical reactions and synthesis of materials // *Progress in Mater. Sci.* 1993. V. 37. P. 117–226.

14. **Kim Bong-Chull et al.** Densification of nanocrystalline ITO powders in fast firing; effect of specimen mass and sintering atmosphere // Mater. Res. Bull. 2005. V. 40. P. 395–404.
15. **Grady D. E.** Shock-wave compression of brittle solids // Mechanics of Materials. 1998. V. 29. P. 181–203.
16. **Mouri Takashi, Ogawa Nobuhiro, Tokuyama-shi Yamaguchiken, et al.** European Patent Application 0584672. 1993.

*Поступила в редакцию 31/X 2005 г.,
в окончательном варианте — 11/IV 2006 г.*
