

Для одинаковых доньев при $\mu = 1$ получим $v_0 = v_1 = v_2 = 1171,08$ м/с, $\bar{W}_0 = 0,68571$, $\bar{W}_r = 0,08571$, $\bar{W}_1 + \bar{W}_2 = 0,17142$, $\bar{W}_z = 0,05714$. Общая относительная энергия осевого движения доньев и ПД составляет 0,22856, т. е. достаточно значительную часть энергии ВВ.

В случае $\mu_1 = 5$, $\mu_2 = 1$ получаем $v_0 = v_2 = 1219,42$ м/с, $v_1 = 243,88$ м/с. Относительная энергия тяжелого дна $\bar{W}_1 = 0,01859$, т. е. составляет меньше 2% полной энергии взрыва.

В заключение отметим, что использование схемы равновесного расширения ПД с линейным распределением скоростей, являющейся искусственной конструкцией, приводит к некоторым погрешностям принципиального характера. В частности, не выполняется строго закон сохранения количества движения в проекции на ось z :

$$m_1 v_1 + m_2 v_2 + \frac{\pi d^2}{4} \rho_0 \int_0^L \left(\frac{v_2 + v_1}{L} z - v_1 \right) dz = 0,$$

после интегрирования

$$m_1 v_1 = m_2 v_2 + \frac{C}{2} (v_1 - v_2). \quad (9)$$

Выше показано, что условие равновесного расширения ПД приводит к соотношению другого вида

$$m_1 v_1 = m_2 v_2. \quad (10)$$

Уравнения (9), (10) совпадают только при равных $m_1 = m_2$, когда $v_1 = v_2$ или при $C \rightarrow 0$. Чем больше отношение масс, тем менее точно выполняется соотношение (10).

При расчете некоторой реальной конфигурации с оболочкой и доньями в условиях скользящей детонации и торцевых разгрузок ПД величина радиальной скорости оболочки, рассчитанная по (7), должна рассматриваться как средняя величина, определяемая при заданном законе $v(z)$ изменения скорости по длине оболочки с помощью выражения

$$v_0 = \frac{1}{L} \int_0^L v(z) dz.$$

ЛИТЕРАТУРА

1. Физика взрыва/Под ред. К. П. Станюковича.— М.: Наука, 1975.
2. Одинцов В. А., Селиванов В. В., Чудов Л. А. Распирение толстостенной оболочки под действием взрывной нагрузки // Изв. АН СССР. Мех. тверд. тела.— 1975.— № 5.— С. 161—168.
3. Одинцов В. А., Селиванов В. В., Мороз П. Ю., Агурейкин В. А. Разрушение цилиндров при внутреннем импульсном нагружении: Сб. докл. II респ. семинара «Динамическая прочность и трещиностойкость конструкционных материалов».— Киев, 1988.— С. 151—156.

г. Москва

Поступила в редакцию 26/III 1990,
после доработки — 5/VI 1990

УДК 621.7.044.2 : 621.762.4.01

В. А. Батырев, О. Г. Епанчинцев, В. Ф. Нестеренко,
С. А. Першин, Н. С. Цикунов, В. К. Бушueva, И. А. Орлова

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВТСИ-КЕРАМИКИ СИСТЕМЫ Y—Ba—Cu—O ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО КОМПАКТИРОВАНИЯ

Исследованы структуры и свойства прессовок из ВТСИ-материалов системы Y—Ba—Cu—O, изготовленных методом взрывного компактирования по осесимметричной схеме при технологическом давлении 2,2 и 6,5 ГПа. Установлено,

что содержание сверхпроводящей фазы $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ после взрывного компактирования превышает 90 %. Суммарное объемное содержание примесных фаз составляет несколько процентов.

Высокотемпературные сверхпроводящие (ВТСП) материалы, изготовленные по стандартной керамической технологии статическим прессованием порошков, отличаются недостаточно высокими плотностью, прочностью, критической плотностью тока при температуре жидкого азота. В связи с необходимостью значительного повышения этих характеристик массивных керамических ВТСП-материалов представляет интерес исследовать применимость прессования порошков ВТСП-керамики с использованием энергии взрыва. Известные экспериментальные данные [1—10] указывают на целесообразность взрывного компактирования (ВК) этих порошков.

Цель работы — исследование структуры и свойств ВТСП-материалов системы $Y-Ba-Cu-O$, изготовленных методом ВК. Взрывную обработку проводили по осесимметричной схеме в трубчатом металлическом контейнере из меди или стали. В некоторых экспериментах размещали центральный стержень из меди.

Изготовлены четыре партии контейнеров с наполнителем из керамики $YBa_2Cu_3O_{7-x}$, из стальной или медной трубки диаметром $d = 12$ и толщиной стенки $\Delta = 1$ мм, заполненные механически уплотненным порошком; из медной трубки с $d = 10$ и $\Delta = 1$ мм, содержащие вставки из спеченных прессовок керамики; из медной трубки ($d = 16$ и $\Delta = 1$ мм) с центральным медным стержнем с $d = 3,3$ мм и механически уплотненным порошком.

ВТСП-керамику $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ получали по стандартной технологии, основанной на твердофазном синтезе исходных предварительно прокаленных порошков оксидов Y_2O_3 , CuO и карбоната $BaCO_3$, смешанных в пропорциях, необходимых для получения сверхпроводящей фазы. Твердофазный синтез проводили путем обжига прессовок в атмосфере кислорода под давлением 1 атм при 1253 К. Для насыщения кислородом прессовки обжигали в атмосфере кислорода при 698 К.

После дробления и помола полученных прессовок проводили гранулометрический анализ порошка, результаты которого показали, что ~90 % частиц по массе имели размеры менее 50 мкм. Плотность заполнения контейнеров определялась как отношение массы (измеряется взвешиванием на аналитических весах) к объему (рассчитывается по данным геометрических измерений). Для механически уплотненного порошка и вставок из ВТСП-прессовок она составила 3 и 3,5 г/см³ соответственно.

Измерения температурной зависимости электросопротивления полученных стандартным методом исходных прессовок (заполнителя контейнеров) показали существование перехода в сверхпроводящее состояние с температурами начала и конца перехода 93 и 84 К соответственно при его ширине ≈ 5 К.

Фазовый состав порошка определяли методом рентгеноструктурного анализа на нефльтрованном Cr -излучении, что позволяло сопоставить наиболее интенсивную дифракционную линию единственной обнаруженной рентгеновским методом примесной фазы $CuO - (002)_\alpha$ с линией $(005)_\beta$ ВТСП-фазы $YBa_2Cu_3O_{7-x}$.

Кристаллическую структуру исходного порошка и полученных из него прессовок исследовали дифрактометрическим и фотометрическим методами рентгеноструктурного анализа. Измеренные параметры ромбической модификации фазы $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ заполнителя контейнеров составили: $a = 3,82 \text{ \AA}$, $b = 3,89 \text{ \AA}$, $c = 11,66 \text{ \AA}$.

Взрывное компактирование проводили при технологическом давлении (давление детонации) $p = 2,2$ и 6,5 ГПа. После экспериментов от контейнера отрезали головную и донную части с заглушками, остальную часть разрезали на шайбы разной толщины. Полученные прессовки отличались хрупкостью и прочным сцеплением с внутренними стенками

контейнера. Плотность образцов ρ , полученных при $p = 2,2$ и $6,5$ ГПа из механически уплотненного порошка, составила $5,0$ и $5,9$ г/см³, для спеченных вставок 6 и $6,2$ г/см³.

Дифракционный спектр фазы $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ содержит при разных значениях кислородного показателя x в интервале $0 < x < 1$ два триплета наиболее интенсивных максимумов: (013) , (103) , (110) и (200) , (020) , (006) . Сравнение с использованием данных [11] взаимного положения и высоты отдельных максимумов в этих триплетях в зависимости от величины x позволяет качественно оценить содержание кислорода в фазе $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$. В частности анализ взаимного положения и высоты максимумов (200) , (006) и (020) на дифрактограммах для ВТСП-прессовок после ВК под давлением $6,5$ ГПа с использованием данных [11] показал, что полученный материал представляет ромбическую модификацию фазы $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ с пониженным содержанием кислорода по сравнению с исходным порошком.

Для исключения выкрашивания образцы шлифовали на мелкозернистой абразивной бумаге с парафином и длительно полировали. С целью предотвращения окисления шлифовку и полировку проводили алмазными порошками разной зернистости без применения воды. В качестве протирки использовали этиловый спирт. В центральной части большинства образцов обнаружены дефекты типа трещин и пор. Минимальным содержанием микродефектов отличаются прессовки в стальных контейнерах с $d = 12$ мм, соответствующие давлению $6,5$ ГПа. Полученные при том же давлении образцы в медных контейнерах содержат центральную пору и трещины, преимущественно локализованные в центре.

ВК при $p = 2,2$ ГПа, как правило, не приводит к образованию центральной поры и растрескиванию, однако взаимное сцепление порошковых частиц, особенно в центре, слабое, что не позволяет приготовить шлиф без выкрашивания частиц. Наибольших размеров (до $4,5$ мм в диаметре) зона выкрашивания достигала в прессовках в стальных контейнерах. Несколько лучшие результаты при $p = 2,2$ ГПа достигались в контейнерах с центральным стержнем.

Фазы в прессовках идентифицировали методами металлографического анализа в светлом и темном поле, при косом освещении, с применением фазового и интерференционного контраста по Номарскому и в поляризованном свете.

Микрорентгеноспектральный анализ тех же шлифов проводили на микроанализаторе Камебакс — Микробим Камека. Структуру поверхности шлифа исследовали в режиме сканирования электронного зонда с получением топографического контраста во вторичных электронах и композиционного контраста (по среднему атомному номеру) в обратно рассеянных электронах (ОРЭ). Полуколичественное определение содержания элементов проводили в режиме сканирования с получением контраста по интенсивности аналитической линии определяемого элемента.

Фазы в объектах, исследованных на рентгеновском микроанализаторе, идентифицировали с использованием кристалл-дифракционных спектрометров по присутствию и относительному содержанию Y , Ba и Cu по аналитическим линиям YL_α , BaL_α и CuK_α , основную фазу $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ — сравнением интенсивностей аналитических линий Y , Ba и Cu , возбужденных в анализируемом микрообъеме и эталоне известного состава (монокристалл $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$).

Микроструктура исходного материала. Предварительный анализ в световом микроскопе (при увеличениях 100 — 1000) образцов показал, что их структура состоит из сходных по металлографическим признакам фаз, различающихся количеством, расположением, размерами; от образца к образцу изменяется и количество микропор. Ввиду высокой (десятки процентов) пористости исходных прессовок, из которых изготавливали порошковый наполнитель контейнеров, образцы для металлографического анализа пропитывали эпоксидной смолой с целью предотвращения раскрашивания при обработке.



Рис. 1. Структура исходного материала.

a — светлопольное изображение в световом микроскопе ($\times 200$); *б* — поляризованный свет ($\times 400$); *в* — косое освещение ($\times 400$).

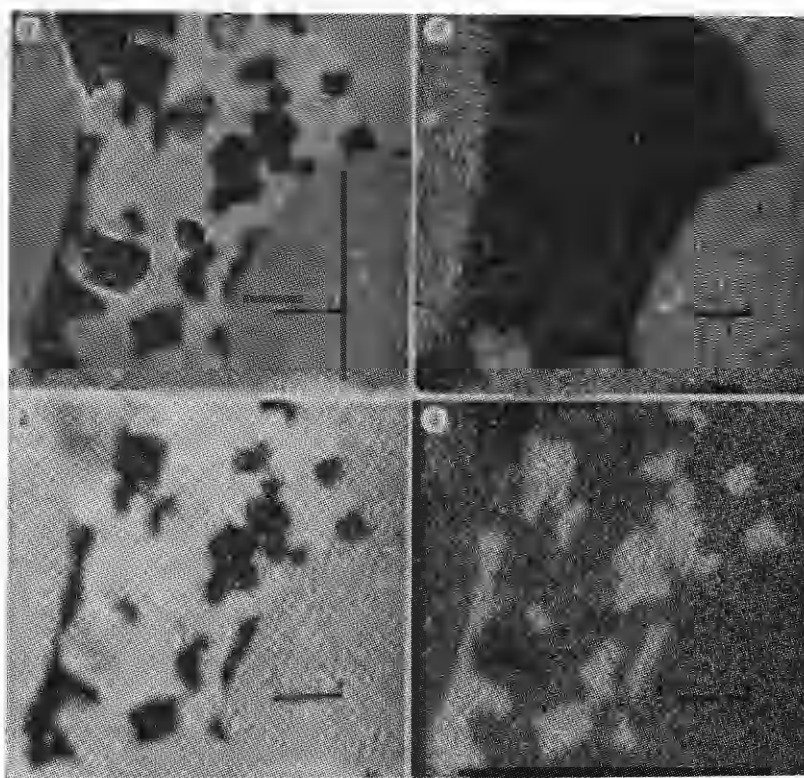


Рис. 2. Структура исходного материала.

a — растровое изображение в режиме обратно рассеянных электронов ($\times 1600$, метка соответствует 10 мкм); *б, в, г* — изображения структуры в характеристическом рентгеновском излучении YLa , $BaLa$, $CuKa$ ($\times 1600$).

По данным рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального и металлографического анализов основу исходных прессовок составляет ВТСП-фаза Y-123 ($YBa_2Cu_3O_{7-x}$). На светлопольных микрофотографиях в зависимости от ориентации зерен она имеет разные оттенки серого цвета (рис. 1, *a*), на растровых электронных микрофотографиях в режиме обратно рассеянных электронов окрашена также в серый цвет (рис. 2, *a*). При наблюдении в поляризованном свете (рис. 1, *б*) хорошо видна ее поликристаллическая структура: кристаллы имеют равноосную форму, содержат многочисленные двойники, произвольно ориентированы относительно друг друга. При вращении плоскости поляризации наблюдается изменение окраски зерен.

На стыках и по границам зерен Y-123 присутствует структурная составляющая эвтектического типа, состоящая из фаз 1 и 2 (см. рис. 1, в, 2, а). Фаза 1, объемное содержание которой значительно меньше, присутствует в виде мелких частиц (средним размером несколько микрон) белого цвета на светлопольных изображениях в световом микроскопе (см. рис. 1, а, в).

Картины распределения металлических элементов, полученные на рентгеновском микроанализаторе в излучении $Y_{L\alpha}$, $Ba_{L\alpha}$ и $Cu_{K\alpha}$, свидетельствуют о повышенном содержании в фазе 1 меди, по сравнению с ее количеством в Y-123, и практически полном отсутствии бария и иттрия (см. рис. 2, а — г). Второй компонент эвтектики характеризуется повышенным по сравнению с Y-123 содержанием бария, таким же, как в $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ меди и отсутствием иттрия. Анализ диаграммы фазового равновесия в тройной системе $Y_2O_3-BaO-CuO$ [12—14] позволяет предположить, что эвтектика имеет состав $CuO + BaCuO_2$.

В структуре исходных прессовок присутствует также фаза 3 (см. рис. 1, в, 2, а) с повышенным содержанием Y и пониженным содержанием Ba и Cu по сравнению с Y-123. Она практически не отличается по контрасту от основной на растровом электронно-микроскопическом изображении в обратном рассеянии электронов (см. рис. 2, а). На световых микрофотографиях в косом освещении фаза 3 выглядит светлее основной и имеет выпуклый рельеф (см. рис. 1, в), на темнопольных изображениях и в поляризованном свете имеет вид светящихся зеленых включений округлой формы, распределенных в объеме $YBa_2Cu_3O_{7-x}$. Максимальный размер частиц составляет 10—15 мкм, объемное содержание на уровне десятых долей процента, ее предположительный состав Y_2BaCuO_5 .

Только на изображениях в рентгеновском излучении изредка наблюдаются включения фазы 4, обогащенной Ba и не содержащей Y и Cu, с возможным составом BaO.

Таким образом, в структуре исходных прессовок, полученных по стандартной керамической технологии, наряду с основным сверхпроводящим компонентом $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ присутствуют не менее четырех примесных, различающихся содержанием иттрия, бария и меди. Суммарное содержание примесей не превышает нескольких процентов.

Структура компактов после ВК. Образцы, подвергнутые ВК, отличаются заметным измельчением зерна (рис. 1, б, 3, г) (см. также [15]). На рис. 3, а — г приведены микроструктуры образца, полученного при $p = 6,5$ ГПа в медном контейнере с $d = 12$ мм (заполнитель из механически уплотненного порошка). Структура образца по данным металлографического и микрорентгеноспектрального анализов состоит из основной фазы Y-123, примесей и структурной составляющей эвтектического типа, присутствовавших в исходной прессовке.

Основной компонент, по данным микрорентгеноспектрального анализа, близок по составу к монокристаллическому эталону $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ присутствуя в структуре образца в виде многочисленных кристаллитов величиной до 100 мкм. (Их характерная особенность — наличие множественных двойников, хорошо заметных в поляризованном свете (см. рис. 3, г).) Расстояние между двойниковыми границами — от десятых долей до нескольких микрон. Произвольное взаимное расположение двойников свидетельствует об отсутствии в прессовке преимущественной ориентации зерен основной фазы (отсутствии текстуры) в данной плоскости. Зерна Y-123 отличаются изменением цвета в поляризованном свете при вращении плоскости поляризации, их микротвердость, измеренная на приборе ПМТ-3 при нагрузке 20 г, составляет ~ 13 ГПа (1300 кг/мм²), что в несколько раз превышает твердость ВТСП-керамики, приготовленной по керамической технологии [16, 17].

На светлопольных изображениях в световом микроскопе в структуре образца хорошо видны мелкие частицы белого цвета (см. рис. 3, б, в), которые по данным микрорентгеноспектрального анализа идентичны

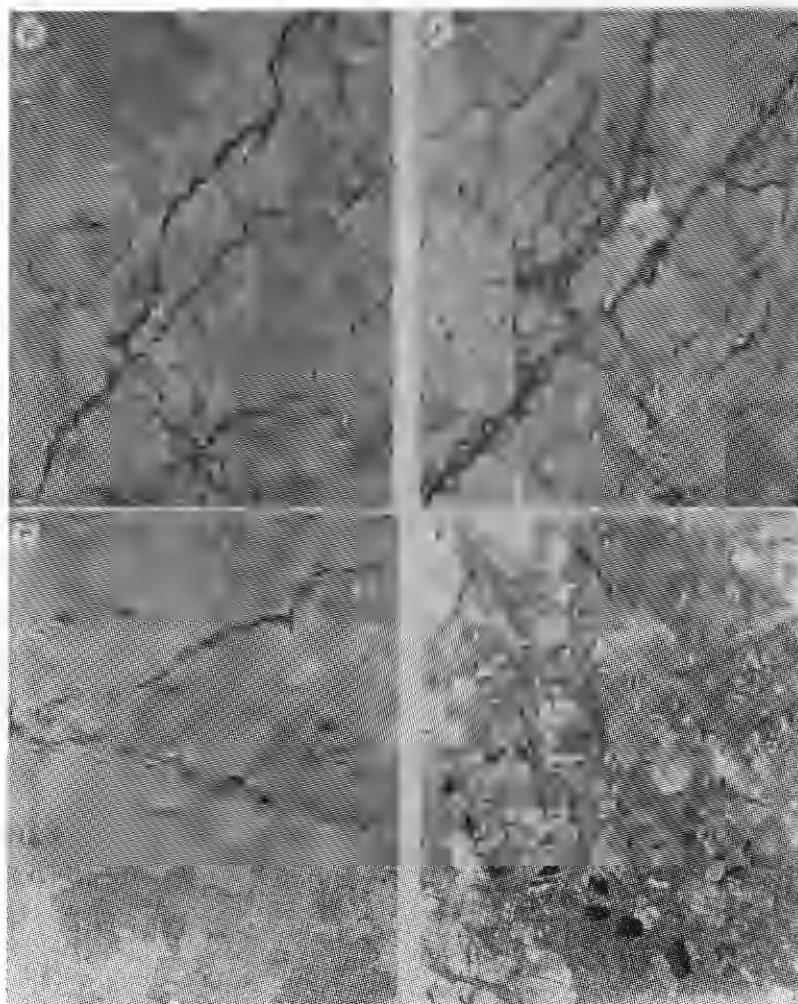


Рис. 3. Структура прессовки после ВК при $p = 6,5$ ГПа.
a, б — светлопольные изображения ($\times 400$, $\times 1000$); *в* — косое освещение ($\times 200$); *г* — поляризованный свет ($\times 400$).

CuO в исходных прессовках, т. е. обогащены медью и не содержат бария и иттрия (рис. 4, *a—г*). На растровом электронно-микроскопическом изображении в режиме ОРЭ они имеют вид черных мелких выделений длиной до 5 мкм, располагающихся преимущественно по границам и на стыках зерен Y-123 , часто — совместно с фазой 2, содержащей барий и медь. Встречаются их скопления вблизи эвтектики (1+2, 1+2+3). Объемное содержание этого компонента (CuO) в структуре — десятые доли процента.

На светлопольных изображениях хорошо видна эвтектическая составляющая в виде пятен неправильной формы с типичными размерами 10—30 мкм. Она равномерно распределена по сечению образца, нередко располагаясь по границам зерен Y-123 или в виде пленки (см. рис. 3, *a—г*). Пористость эвтектики подтверждается характерными провалами отпечатков индентора при измерении микротвердости, она не содержит двойников и не изменяет окраски в поляризованном свете при вращении плоскости поляризации. Растровые изображения в режиме ОРЭ и рентгеновском излучении YL_α , BaL_α , CuK_α подтверждают многофазный состав эвтектической составляющей, согласуясь с диаграммой фазовых равновесий в системе $\text{Y}_2\text{O}_3\text{—BaO—CuO}$ [12—14]. Ее объемное содержание в прессовках, полученных методом ВК, по рентгеновским данным

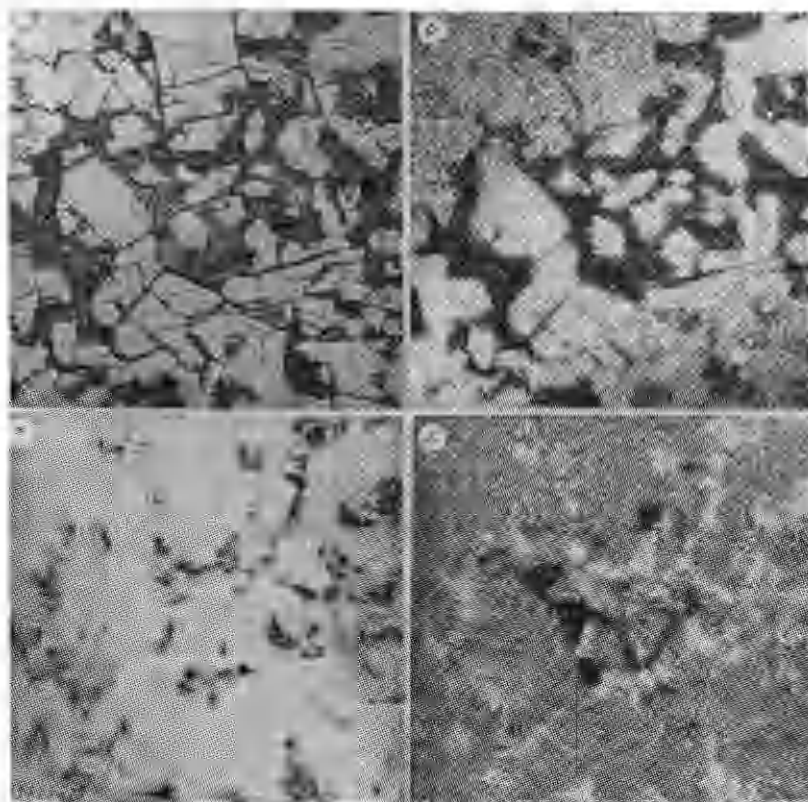


Рис. 4. Структура прессовки после ВК при $p = 6,5$ ГПа.
 а — растровое изображение в режиме обратно рассеянных электронов ($\times 800$); б, в, г — изображение структуры в характеристическом рентгеновском излучении $YLa, BaLa, CuKa$ ($\times 800$).

составляет несколько процентов, причем заметно увеличивается при более низком давлении ударной волны ($p = 2,2$ ГПа).

Фаза 2 присутствует не только в эвтектике, но и в виде выделений (размером не более 100 мкм) неправильной формы между зернами Y-123. По данным микрорентгеноспектрального анализа она не содержит иттрия, обогащена барием и имеет такое же содержание меди, что и основная, т. е. идентична компоненту $BaCuO_2$ в исходных прессовках. На светлопольных изображениях в световом микроскопе имеет почти такую же окраску, что и основная, но не содержит двойников и окрашена в темный цвет в поляризованном свете. При вращении плоскости поляризации наблюдается изменение насыщенности ее цвета при сохранении окраски. Вогнутый профиль данной фазы в темнопольном фазово-контрастном изображении указывает на пониженную (сравнительно с основной) твердость, составляющую около 10 ГПа (1000 кг/мм²) при нагрузке 10 г. Объемное содержание $BaCuO_2$ составляет несколько процентов.

Фаза 3, обогащенная иттрием, обедненная медью и в меньшей степени барием по сравнению с основной, присутствует в виде округлых выделений, расположенных преимущественно в объеме зерен Y-123. Их размеры не превышают 10—15 мкм, многие частицы величиной 1—3 мкм образуют скопления и цепочки. Она не содержит двойников, выпуклый профиль выделений на светлопольном фазоконтрастном изображении указывает на ее повышенную твердость по сравнению с основной фазой. На темнопольном изображении прозрачна, в поляризованном свете имеет вид светящихся зеленых включений.

На рентгеновских изображениях иногда присутствует также фаза 4, обогащенная барием и не содержащая меди и иттрия. Ее объемное со-

держание не превышает десятых долей процента, по-видимому, имеет тот же состав (BaO), что и соответствующая примесь в исходных прессовках.

Аналогичные исследования образцов, полученных из других партий, показали, что в порошке системы Y—Ba—Cu—O , компактированном взрывом при $p = 2,2$ и $6,5$ ГПа, наряду с Y-123 присутствуют описанные примесные фазы 1—4. Основная фаза имеет поликристаллическую структуру с размером зерен до 100 мкм. Зерна содержат многочисленные микродвойники, являющиеся характерной особенностью ромбической (сверхпроводящей) модификации Y-123 .

Фазовый состав ВТСП-керамики Y—Ba—Cu—O после ВК под давлением в диапазоне $2,2—6,5$ ГПа качественно не изменяется. В результате ВК происходит значительное (в несколько раз) измельчение зерен основной фазы. По данным измерений плотности методом гидростатического взвешивания, пористость образцов после ВК составляет по объему несколько процентов, что на порядок меньше пористости прессовок, полученной по стандартной технологии.

При повышении давления ВК от $2,2$ до $6,5$ ГПа в структуре прессовок заметно уменьшается содержание эвтектической составляющей, локализуемой преимущественно в виде тонких прослоек по границам зерен и трещинам в зернах основной фазы. Это можно объяснить следующим образом. Вследствие межчастичного трения, интенсивной совместной пластической деформации частиц и адиабатического сжатия воздуха в порах между ними температура на поверхности компактируемых порошковых частиц резко возрастает (что приводит к локальному оплавлению и свариванию соседних частиц), а затем быстро снижается. Понижение доли эвтектической составляющей при росте p может быть объяснено синтезом при высоком давлении в процессе нагружения Y-123 из ее компонент с участием фазы 3, обогащенной иттрием [4]. Кроме этого, увеличение p способствует плавлению большей части легкоплавкой эвтектики, обратному образованию которой из расплава препятствует его быстрая закалка.

Присутствие этой составляющей в виде несверхпроводящей сетки, изолирующей друг от друга сверхпроводящие зерна Y-123 , несомненно, ухудшает транспортные характеристики ВТСП-прессовки, в частности, обуславливает значительное понижение критической плотности тока. Поскольку эвтектическая составляющая присутствует уже в исходном материале, а количество ее может возрасти в процессе ВК, то для ее устранения необходимо использовать не содержащий эвтектики исходный ВТСП-материал и проводить ВК по режиму, исключающему образование дополнительной эвтектики в структуре прессовки.

В процессе металлографического исследования всей совокупности образцов, подвергнутых ВК в различных контейнерах, установлено следующее. Образцы, полученные путем ВК медных и стальных контейнеров с порошковым наполнителем (в том числе по схеме прессования с центральным медным стержнем) при $p = 6,5$ и $2,2$ ГПа, имеют одинаковую структуру, состоящую из полигональных зерен основной сверхпроводящей фазы Y-123 и расположенных на границах и стыках этих зерен примесных фаз и эвтектической составляющей. Зерно основной фазы значительно измельчено по сравнению с исходным материалом, полученным по стандартной керамической технологии. Пористость образцов всех типов незначительна. Структура образцов, подвергнутых ВК при $p = 2,2$ ГПа, характеризуется более четкими границами зерен сверхпроводящей фазы из-за повышенного содержания локализованной в межзеренном пространстве непрочной эвтектики, легко выкрашивающейся при изготовлении шлифа. Эвтектическая структурная составляющая присутствует в виде межзеренных прослоек, тонких выделений и их скоплений. Структура прессовок, полученных при $p = 6,5$ ГПа, содержит меньше дефектов и примесных фаз.

Установлено отсутствие изменения характера структуры ВТСП-прессовки по высоте контейнеров всех типов. Материал контейнера (медь, сталь) не оказывает влияния на микроструктуру основной и примесных фаз, однако медный и стальной контейнеры по-разному влияют на характер макродефектов в полученных образцах (ширину осевого канала, содержание и размеры микротрещин).

Для структуры образцов, подвергнутых ВК в медном контейнере со вставкой из исходной спеченной прессовки ВТСП-керамики, наблюдалось неоднородное распределение эвтектической составляющей: на некоторых участках с поперечным сечением $\sim 0,1$ мм, равномерно распределенных по всему объему образца, имеется значительно повышенная концентрация эвтектических колоний и выделений CuO . Эвтектические колонии, состоящие из $\text{CuO} + \text{BaCuO}_2$, имеют компактную форму и расположены на стыках зерен Y-123. Фаза CuO (белого цвета) располагается в виде мелких выделений или тонких прослоек преимущественно по границам зерен Y-123, в том числе по их границам раздела с эвтектикой.

На основании проведенного исследования можно сделать следующие выводы.

1. По данным металлографического и рентгеновского анализов содержание сверхпроводящей фазы в прессовках после ВК превышает 90 %.

2. Основная сверхпроводящая фаза $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ имеет поликристаллическое строение, сильно измельчается в результате ВК, содержит многочисленные двойники, хорошо видные при наблюдении полированной поверхности образца в поляризованном свете. Микротвердость ее зерен ~ 13 ГПа (1300 кг/мм²).

3. Макродефекты, как правило, сосредоточены в центральной части прессовки и в зависимости от условий ВК представляют собой поры, трещины и рыхлость вблизи осевой зоны. В остальной части образца пористость незначительна, не превышает для образца в целом нескольких объемных процентов.

4. В структуре прессовок, подвергнутых ВК по осесимметричной схеме при $p = 2,2$ и $6,5$ ГПа, наряду с основной присутствуют те же примесные фазы, что и в исходных ВТСП-прессовках, полученных по стандартной керамической технологии, различающиеся содержанием иттрия, бария и меди. Суммарная объемная концентрация примесей не превышает нескольких процентов.

5. При понижении давления ударной волны от $6,5$ до $2,2$ ГПа в структуре прессовок из порошковой ВТСП-керамики заметно увеличивается содержание эвтектики ($\text{CuO} + \text{BaCuO}_2$), локализуемой в виде тонких прослоек и выделений по стыкам, границам зерен и трещинам в зернах основной фазы. При понижении p возрастает содержание дефектов и примесных фаз. Аналогичный, но менее выраженный эффект отмечается и после ВК контейнеров с наполнителем из спеченных ВТСП-прессовок, однако эвтектика здесь имеет вид компактных колоний, располагающихся на стыках зерен сверхпроводящей фазы. В структуре таких образцов равномерно распределены по объему участки с поперечным сечением $\sim 0,1$ мм со значительно повышенным содержанием эвтектических колоний и выделений фазы CuO .

6. Примеси (CuO и BaCuO_2) во взрывных компактах образуют не сверхпроводящую эвтектику в виде тонких прослоек и выделений по стыкам, границам зерен и трещинам, изолирующим соседние частицы основной сверхпроводящей фазы. Поэтому, несмотря на их малое количество (до нескольких процентов) для получения объективной информации о структуре и фазовом составе ВТСП-керамики и прогнозирования ее сверхпроводящих свойств необходимо совместное исследование образцов методами рентгеноструктурного фазового, металлографического, микрорентгеноспектрального анализов, растровой электронной микроскопии. Это обстоятельство показывает необходимость приготовления исходного

ВТСП-материала по технологии, обеспечивающей минимальное содержание в его структуре эвтектической составляющей и примесных фаз, и проведение ВК по режиму, при котором достигается оптимальное сочетание сверхпроводящих, прочностных и других характеристик ВТСП-прессовки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Murr L. E., Hare A. W., Eror N. B. Shock-compression fabrication of high-temperature superconductive metal composite monoliths // *Nature*.— 1987.— 329, N 6131.— P. 37.
2. Murr L. E., Monson T., Strasik M. et al. Interfacial phenomena and microstructural connectivity in explosively fabricated Y—Ba—Cu—O superconductors // *J. of Superconductivity*.— 1988.— 1, N 1.— P. 3.
3. Дерibas А. А., Матизен Э. В., Нестеренко В. Ф. и др. Свойства высокотемпературных сверхпроводящих материалов, полученных импульсным прессованием // *Изв. СО АН СССР. Сер. Хим.*— 1988.— № 5.— С. 84.
4. Nesterenko V. F., Pershin S. A., Lazaridi A. N. et al. Shock wave working of high- T_c superconductors // *Proc. AIRAPT-9 Conf.*, 17—21 July, 1989.— Paderborn, 1990.— P. 832.
5. Nesterenko V. F. The modifications of superconducting properties of Y—Ba—Cu—O and Bi—Sr—Ca—Cu—O using shock waves // *Shock compression of condensed matter*, 1989: *Proc. American Phys. Soc. Topical Conf.*, Albuquerque, N. M., August 14—17, 1989/Ed. S. C. Schmidt, J. N. Johnson, L. W. Davison.— Amsterdam; Oxford; N. Y.; Toronto, 1990.— P. 553.
6. Башкиров Ю. А., Вдовин А. Б., Флейшман Л. С. и др. Сверхпроводящие свойства экранов из иттриевой ВТСП-керамики, полученных взрывным способом // *Обработка материалов импульсными нагрузками*.— Новосибирск, 1990.— С. 120.
7. Iqbal Z., Thadhani N., Eckhardt H. et al. Effect of explosive-shock processing on the structure and superconductivity properties of $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ // *Physica*.— 1988.— C153, Pt 1.— P. 393.
8. Staudhammer K. P. Shock consolidation of $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ powders // *Высокоэнергетическая обработка быстрозакаленных материалов и высокотемпературных сверхпроводников: Сб. тр. Междунар. семинара*, 10—14 окт. 1988.— Новосибирск, 1989.
9. Szalay A. Production of superconductor materials by exploding powder compacting // *Сб. тр. 7-го Междунар. симп. «Использование энергии взрыва для производства металлических материалов с новыми свойствами»*, Пардубице, ЧССР, 25—27 окт. 1988.— Пардубице, ЧНТО, 1988.— С. 367.
10. Вертман А. А., Епанчинцев О. Г., Звездин Ю. И. и др. Динамическое компактирование композиционных материалов на основе керамики // *Автоматическая сварка*.— 1990, № 3.— С. 40.
11. Bordet P., Capponi J. J., Chaillout et al. On the structural aspects of the $YBa_2Cu_3O_{6-x}$ series // *Progr. in high temperature superconductivity*.— 1988.— P. 25.
12. Kubo Y., Yoshitake T., Tabuchi J. et al. Effect of oxygen deficiency on the crystal structure and superconducting properties of the $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ // *Jap. J. Appl. Phys.*— 1987.— N 5, L768.— P. 26.
13. Edwards P. P., Harrison M. R., Jobs R. Superconductivity returns to chemistry // *Chem. Brit.*— 1987.— 23, N 10.— P. 962.
14. Aselage T., Keefer K. Liquids relations in Y—Ba—Cu oxides // *J. Mater. Res.*— 1988.— 3, N 6.— P. 1279.
15. Nellis W. J., Seaman C. L., Maple M. B. et al. Shock compaction of $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ powders in metal matrix // *Prepr. Lawrence Livermore National Lab.*, UCRL-100472, 1989.
16. Ling H. C., Yan M. F. Microhardness measurements on dopant modified superconducting $YBa_2Cu_3O_7$ ceramics // *J. Appl. Phys.*— 1988.— 64, N 3.— P. 1307.
17. Harris L. B., Nyang F. K. Porosity, density and hardness of Y—Ba—Cu—O high- T_c superconductors // *J. Mater. Sci. Lett.*— 1988, 801.

гг. Москва, Новосибирск

Поступила в редакцию 17/VII 1990