

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ НА ОСНОВЕ ИТТРИЙ-БАРИЕВЫХ КУПРАТОВ

Степанов К.И.

Научный руководитель: Ивашутенко А.С., к.т.н., доцент
Томский политехнический университет, Энергетический институт
E-mail: Stepanov.k.i@mail.ru

В современном мире, как никогда, чувствуется острая необходимость в использовании большого количества электроэнергии. Существует два способа решения этого вопроса: непосредственно увеличение количества генерирующих мощностей за счет строительства новых электростанций, либо переход на сверхпроводящие модули [1]. Оба способа имеют место быть, но, все же, наиболее перспективным является второй путь, однако он упирается в проблему создания комнатнотемпературных сверхпроводников. Решением этого вопроса занимаются во многих научно-производственных коллективах, в том числе и в лаборатории высокотемпературной сверхпроводимости (ВТСП) ЭНИН ТПУ. В лаборатории ВТСП развивается новый подход, связанный с применением высокоинтенсивных воздействий (разрядная плазма, магнитно-импульсное прессование, диспергирование порошков). Главная задача лаборатории: разработка технологии синтеза материала, способного проявлять свои сверхпроводящие свойства в нормальных условиях. В связи со сказанным, главная задача работы состоит в разработке такой технологии синтеза материала, которая позволит получать продукт, обладающий сверхпроводящими свойствами при пониженных температурах [2]. Наиболее перспективными в этом направлении можно считать иттрий-бариевые купраты.

В данной работе разрабатывается способ плазмодинамического синтеза шихты для высокотемпературных сверхпроводников с использованием коаксиального магнитоплазменного ускорителя профессора Сивкова [3]. Суть метода состоит в следующем: исходные компоненты шихты (гидроксид бария $(\text{Ba}(\text{OH})_2)$, азотно-кислый иттрий $(\text{Y}(\text{NO}_3)_3)$) загружаются в ускоритель, где зажигается разряд, формирующий плазменный пучок. Оксид меди (CuO) получается в результате электрического взрыва медных проводничков, а так же в процессе эрозии чистой меди со стенок медного ствола, которая и окисляется до оксида. При движении плазмы, указанные частицы диспергируют, соударяясь со стенками камеры. Необходимый состав шихты и размеры частиц подбираются при сепарации полученного порошка.

Установка представлена в виде цилиндрической трубы (рисунок 1), разделенной на две камеры: регистрирующую и рабочую. В

регистрирующей камере имеется технологическое отверстие – окошко, через которое, при помощи сверхвысокочастотной камеры Photron FASTCAM SA1.1 проводится регистрация процессов, протекающих внутри установки.

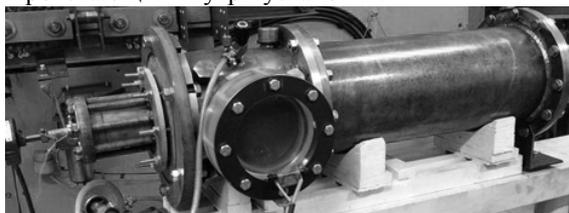


Рис. 1. Система плазмодинамического синтеза

Главным элементом конструкции является коаксиальный ускоритель, который крепится на фланце регистрирующей камеры. Ускоритель состоит из: медной трубки – ствола, внутри которого находятся центральный электрод с изолятором, а также исходные порошки, являющиеся прекурсорами шихты. Сам ствол вворачивается в соленоид (индуктор).

Работа установки заключается в следующем: при замыкании цепи импульсный ток протекает через центральный электрод. При достижении нарастающим током $i(t)$ некоторого уровня, плавкая медная перемычка взрывается, с образованием сильноточного дугового разряда (начальная плазма). Затем плазма сильноточного разряда сжимается магнитным полем индуктора, принимая вытянутую форму. Частицы иттрия и бария, загруженные в ствол, а так же продукты эрозии, переходят в ионное состояние и вовлекаются в движение плазмы. Конечный продукт реакции под давлением выбрасывается в регистрирующую, а затем и в рабочую камеры (рисунок 2).

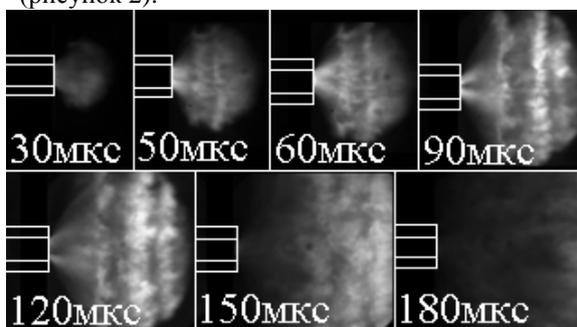


Рис. 2. Фотограмма вылета плазмы

На рисунке представлена динамика движения плазмы непосредственно в камере установки, наполненной воздухом. Плазма содержит частицы

прикурсов, меди и оксида меди. Частицы ускоряются в потоке плазмы. При взаимодействии порошинок оксидов со стенками камер идет интенсивное диспергирование частиц, которому способствует высокая температура, приводящая к более интенсивному разрушению крупных частиц. При достижении плазмой задней стенки камеры, возникает отраженная волна, обеспечивающая большее высокую однородность порошка. Длительность рабочего процесса составляет около 500 мкс. Дисперсность оксидных порошинок определялась с помощью электронной микроскопии на просвет. Получен средний размер частиц около 200 нм.

Анализ полученных фаз и структуры синтезированного порошка проводился на рентгеновском дифрактометре XRD Shimadzu 7000S (CuK α -излучение). Результат анализа представлен на рисунке 3.

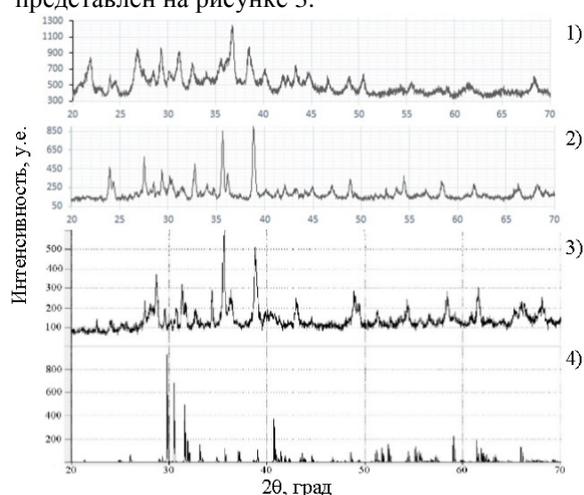


Рис. 3. Дифрактограммы синтезируемого порошка и керамики

Первый снимок – дифрактограмма, на которой видны рефлексы от исходных компонентов шихты и от частиц меди. Второй снимок – дифрактограмма порошка после отжига при температуре 850°C, с последующей выдержкой в течение часа. Такая обработка необходима для разложения сложных соединений бария и иттрия. В результате наблюдаются следующие эффекты: вместо рефлекса от гидроксида бария, появляется рефлекс оксида бария. Третий снимок – дифрактограмма готовой керамики, предварительно сформованной на двухстороннем магнитно-импульсном прессе [4] и спеченной при температуре 960°C в течение шести часов с контролируемым охлаждением 100 °C/ч. Полученный снимок аналогичен эталонным данным для тетрафазы иттрий-бариевых купратов (снимок 4), но сопоставлять полученную дифрактограмму с каким-то определенным эталоном было бы не верно, т.к. представленная в программе Search-Match база весьма широка и разнообразна. Так же можно добавить, что наш снимок имеет расхождения по интенсивности

рефлексов. Это результат того, что технология находится на стадии разработки, только подбираются оптимальные режимы.

Помимо этого, в конечном продукте присутствует некоторое количество инородных примесей, что в итоге приводит к увеличению температурного интервала перехода образца в сверхпроводящее состояние [5]. Стоит отметить, что с приближением температуры к абсолютному нулю, сопротивление образца будет «стремиться» к остаточному сопротивлению, которое, в свою очередь, зависит от состава исходных прекурсоров и совершенства конечного продукта.

Принимая во внимание все вышесказанное, во второй серии экспериментов, был проведен отжиг нитрата иттрия с контролируемым повышением температуры (не более 4°C/мин) до 420°C, с последующей выдержкой в течение 40 минут. В результате термической обработки был получен чистый оксид Y₂O₃. Таким образом были получены исходные прекурсоры шихты, не содержащие примесей.

В результате проделанной работы можно сделать следующие выводы.

1. Полученная керамика имеет нанокристаллическую структуру, что в конечном итоге может существенно повлиять на температуру перехода образца в сверхпроводящее состояние.
2. Быстротечный одностадийный процесс синтеза порошковой шихты, длительность которого составляет не более 500 мкс.
3. Изготовленная керамика характеризуется кристаллическими фазами, характерными для эталонных фаз иттрий-бариевых купратов.
4. Для уменьшения температурного интервала перехода и снижения остаточного сопротивления сверхпроводника, необходимо производить предварительный отжиг исходных компонентов, для устранения «паразитных» примесей.

В работе показана возможность синтеза материала и изготовление керамических высокотемпературных сверхпроводников на основе иттрий бариевых купратов с использованием высокоинтенсивных технологий.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Де Жен П. Сверхпроводимость металлов и сплавов. М: ЁЁ Медиа, 280 стр., 2012.
2. Гинзбург В.Л. Нобелевские лекции по физике – 2003, Стокгольм, 8 декабря 2003.
3. Пат. 2243474 РФ. 7F41B 6/00. Коаксиальный ускоритель / Д.Ю. Герасимов, А.А. Сивков. Приор. 31.07.2003. Опубликовано 27.12.2004, Бюл. №36.
4. Ивашутенко А.С. Корундо-циркониевая нанокерамика, полученная с использованием высокоинтенсивных потоков энергии. Диссертация кандидата технических наук. 2010.
5. Гинзбург В.Л. Сверхпроводимость. Альфа-М, 2006.