

СООБЩЕНИЯ
ОБЪЕДИНЕННОГО
ИНСТИТУТА
ЯДЕРНЫХ
ИССЛЕДОВАНИЙ

Дубна

96-27

P17-96-27

Н.В.Выюнг, Е.В.Распопина, Н.А.Яковенко¹

ПЕРЕСИНТЕЗ — НОВЫЙ ПОДХОД
К ИЗГОТОВЛЕНИЮ МАССИВНЫХ
YBa₂Cu₃O_{7-δ}-КЕРАМИК

¹Институт физико-технических проблем, Дубна

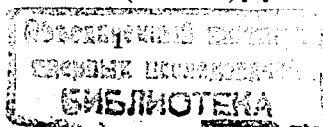
1996

1. Введение

Параллельно поиску новых соединений высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП) с еще более высокими значениями температур перехода T_c интенсивно ведутся работы по получению высокоплотных ВТСП-керамик. Успехи в этой области исследований позволяют сделать возможными на практике многие технические приложения высокотемпературной сверхпроводимости.

Для получения высокоплотных образцов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (YBCO) известны такие методы, как прессовка керамических образцов при их синтезе (горячая прессовка) [1], направленная кристаллизация [2], метод плавление - выращивание [3], плавление - текстурирование - выращивание [4], закалка - плавление - выращивание [5] и метод плавление - порошок - плавление - выращивание [6]. В методе горячей прессовки плотность образца увеличивается с помощью приложенного давления, которое воздействует на образец во время синтеза и ограничивает уменьшение плотности образца из-за интенсивного выделения кислорода. В остальных методах высокая плотность образцов достигается с помощью процесса плавления. Качество образцов в различных методах достигается различными механизмами, в основе которых лежит переформирование фазы YBCO и включения в нее центров пиннинга.

Установлено, что все ВТСП-образцы можно рассматривать как системы изолированных гранул, встроенных в систему межгранульной области (МГО). Эта межгранульная среда имеет стехиометрический состав, отличающийся от состава гранул, обладает макроскопическими размерами в керамических образцах и микроскопическими - в монокристаллических образцах, где слабыми связями могут быть границы двойникования, границы локального отклонения от кислородной стехиометрии. Межгранульная среда также является сверхпроводником второго рода, ее сверхпроводящие свойства можно достаточно хорошо изучить, с помощью измерений динамической магнитной восприимчивости с последующей обработкой результатов в рамках расширенной модели критического состояния (РМКС)[7].



В отличие от вышесказанных методов в данной работе предложен процесс пересинтеза как новый способ изготовления массивных керамических образцов YBCO, с помощью которого можно регулировать объемную долю и сверхпроводящие свойства МГО YBCO-керамик. Воздействие такого процесса на свойства образцов исследуется с помощью фазового анализа на ДРОН-4, морфологии на сканирующем электронном микроскопе JSM-840 и анализа результатов измерений динамической магнитной восприимчивости в рамках РМКС.

2. Эксперимент

Рассмотрим керамические образцы соединения $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, полученные по порошковой технологии из смеси компонентов Y_2O_3 , CuO и $BaCO_3$. Смесь была кальцинирована при $880^\circ C$ и форвакууме $5 \cdot 10^{-3}$ торр и синтезирована при $950^\circ C$ в атмосфере кислорода ($P_{O_2} = 1$ атм) с трехкратным промежуточным перетиранием и последующим охлаждением ($v \sim 0,5^\circ C/мин$) с $950^\circ C$ до $T_{ком}$. Формирование тетрагональной фазы $YBa_2Cu_3O_{6.5}$ при $950^\circ C$ происходит за счет массопереноса с помощью процесса диффузии, который замедляется по мере образования фазы YBCO и оживляется после каждого промежуточного перетирания и спекания. Как правило, из-за диффузионного характера процесс формирования фазы YBCO теоретически длится очень долго до конечного завершения. В результате в обычных YBCO-керамиках межгранульная область (МГО) занимает несколько десятков процентов объемной доли, в которой имеет место стехиометрическое отклонение от состава YBCO.

Чтобы уменьшить объемную долю МГО и получить высококачественные образцы без МГО, нужно создать условия для переформирования МГО и уменьшения степени стехиометрического отклонения, при этом не подвергая гранульную область разложению.

Мы предполагаем, что такое переформирование МГО керамических YBCO-образцов может произойти с помощью их пересинтеза в эвтектическом расплаве $3BaCuO_2 + 2CuO$ (3В2С) при $T \sim 1000^\circ C$, $P_{O_2} = 1$ атм в течение 15 мин с последующим охлаждением со скоростью $0,5^\circ C/мин$ до $920^\circ C$. Такая процедура основана на следующих соображениях:

1. По данным фазовой диаграммы Оки и соавторов [8] не ожидается разложение фазы $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ гранульной области при таком процессе пересинтеза.
2. Гранульная область, которая состоит из гранул, имеющих фазу $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, при $1000^\circ C$ разлагается на фазы Y_2BaCuO_5 и жидкую фазу, содержащую $BaCuO_2$ и CuO [9]. При охлаждении реакция переформирования фазы $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ между Y_2BaCuO_5 и жидкой фазой протекает необратимо, поскольку часть жидкой фазы отделяется от фазы Y_2BaCuO_5 из-за миграционных процессов. Наличие расплава 3В2С при нагреве YBCO должно ограничить процесс миграции жидкой фазы и сделать процесс переформирования YBCO-фазы гранульной области обратимым.
3. В исходном керамическом образце отклонение от стехиометрии 1:2:3 МГО является результатом уменьшения вероятности контактов частиц трех исходных компонент по мере роста YBCO-гранул. Такое отклонение носит локальный характер, а в контексте закона сохранения вещества и при подходящих условиях пересинтеза МГО должна переформироваться в фазу YBCO. Такой пересинтез предполагается произвести во вспомогательной среде эвтектического расплава 3В2С.

Итак, кроме исходного керамического YBCO-образца (IS), изготовленного по обычной керамической технологии, были изготовлены образцы (RS) с помощью пересинтеза в расплаве 3В2С. Для этого на исходный образец была нанесена тщательно измельченная гомогенная паста смеси 3В2С со связующим веществом, состоящим из полиметилметакрилата, растворенного в $CHCl_3$.

Образец с нанесенной пастой спекался в соответствии с термическим режимом, представленным на рис.1.

До режима пересинтеза образец проходит стадию медленного нагрева для удаления органического связующего с последующим быстрым нагревом до температуры спекания $\sim 1000^\circ\text{C}$. После стадии пересинтеза образец, находящийся в тетрагональной фазе, стабилизируется при 920°C в течение 3 часов. Переход из тетрагональной фазы в ромбическую совершается во время медленного охлаждения ($v \sim 0,5^\circ\text{C}/\text{мин}$) с 920 до 400°C и 20-часовой выдержки при 400°C в атмосфере кислорода $P_{\text{O}_2} = 1$ атм.

Для сравнения несколько образцов IS было подвергнуто также пересинтезу без нанесения на них смеси 3B2C. Эти образцы мы обозначили индексом MS. Характеристики исследуемых образцов представлены в таблице 1.

3. Рабочая модель

Для изучения сверхпроводящих свойств исследуемых образцов и доказательства воздействия пересинтеза на объемную долю МГО были использованы измерения динамической магнитной восприимчивости (ас-восприимчивость) образцов на ас-магнитометре [10]. Обработка экспериментальных данных фундаментальной ас-восприимчивости проводилась в рамках расширенной модели критического состояния (РМКС) [7] и состояла из следующих операций:

1. Измеряются зависимости сигнала V'' , пропорционального мнимой части фундаментальной ас-восприимчивости χ'' , от амплитуды переменного поля H_o частотой 68 Гц в диапазоне $H_o < H_p$ (H_p — поле полного проникновения). Соотношение $V''/H_o \sim \chi'' \sim H_o^{\beta+1}$ позволяет определить фактор β (в РМКС плотность критического тока принимает вид $J_c = J_o(1 - T/T_{c_j})^q / |B|^\beta$, где T — температура, B — локальное магнитное поле в МГО, T_{c_j} — температура перехода МГО, q и β — факторы, которые обозначают зависимости способности пиннинга МГО от температуры и магнитного поля соответственно).

2. Измеряется семейство кривых температурной зависимости $\chi''(T)$ при различных амплитудах H_o в диапазоне $5 \div 150$ А/м. Согласно [7] зависимость H_o от значения температуры пика T_{pj} , при которой возникает межгранульный пик на кривой $\chi''(T)$, имеет вид $H_o \sim (1 - T_{pj}/T_{c_j})^{q/\beta+1}$. Она позволяет определить отношение $q/(\beta + 1)$ и, соответственно, сам фактор q .

3. Связь между амплитудой H_o и T_{pj} выглядит следующим образом [7]:

$$H_o^{(\beta+1)} = R(\beta + 1)J_o(1 - T_{pj}/T_{c_j})^q. \quad (1)$$

С помощью известных факторов β , q и значения T_{c_j} , определенного как температура, при которой χ'' достигает нулевого значения после достижения своего пика при нагреве охлажденного без поля образца с 77 до 95 К, константа J_o нормируется по одной паре значений H_o и T_p с предположением о том, что глубина полного проникновения переменного поля равна R .

4. В [7] показано, что на высоту пика $\chi''_p(T = T_{pj})$ кроме амплитуды H_o влияет также и эффективная проницаемость M_{eff} , которая зависит от объемной доли МГО f_n и мейснеровского состояния гранул, средний размер и лондоновская глубина проникновения которых равны R_g и λ_g соответственно. M_{eff} имеет вид:

$$M_{eff} = f_n + (1 - f_n) \frac{2I_1(R_g/\lambda_g)}{(R_g/\lambda_g)I_0(R_g/\lambda_g)}, \quad (2)$$

где I_0, I_1 — модифицированные функции Бесселя. По известной величине фактора β с помощью калибровочной кривой $\chi''_{p1}(\beta)$ [7], представленной на рис.2, определяется величина χ''_{p1} для случая $M_{eff} = 1$. Отношение между измеренными данными $\chi''_p(T_{pj})$ и χ''_{p1} дает нам функцию $M_{eff}(T_{pj})$. Подгонка этой функции $M_{eff}(T_{pj})$ по формуле (2) позволяет определить значения f_n и R_g . При такой подгонке λ_g принимает вид [11]:

$$\lambda_g(\text{мкм}) = 0.6(1 - (T/T_c)^4)^{-1/2}. \quad (3)$$

Отметим, что величина f_n определяет предельное значение M_{eff} при низкой температуре, а ход кривой определяется значением R_g .

4. Результаты и дискуссия

Рентгеновские дифракционные спектры исследуемых образцов (рис.3) показывают, что все образцы однофазные и имеют ромбическую фазу $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (пр.гр. Rmm) с параметрами ячейки $a = 3.82(3) \text{ \AA}$, $b = c/3 = 3.88(6) \text{ \AA}$. Содержание кислорода в ячейке определено по параметру c и равно ~ 7 .

Образцы IS, MS и RS имеют цилиндрическую форму длиной L и радиусом R , причем $L \gg R$ для пренебрежения фактором размагничивания. После каждого измерения все образцы нагревались до $\sim 120 \text{ K}$ с последующим охлаждением в нулевом поле. Все кривые $\chi''(T)$ измерялись при нагревании образца с 77 K со скоростью $v \sim 2^\circ \text{C/мин}$.

С помощью представленной выше рабочей процедуры были изучены воздействия пересинтеза на изменения объемной доли f_n , размера R_g и плотности тока J_c исследуемых образцов.

На рис.4 представлена зависимость отношения V''/H_o , пропорционального χ'' в зависимости от H_o . Зависимости $H_o \sim (1 - T_p^j/T_{cj})$ представлены на рис.5. На этих рисунках точки – экспериментальные данные, а кривые подогнаны по степенной функции. Рис.6 иллюстрирует зависимость $M_{eff}(T)$ исследуемых образцов, на котором представлены подгоночные кривые с заданными значениями f_n и R_g .

Проанализировав рис.4-6, мы определили параметры f_n , R_g , J_o , β и q для исследуемых образцов (см.табл. 1). С этими параметрами вычислялись теоретические зависимости $\chi''(T)$ в рамках РМКС. Расчетные кривые сравниваются с измеренными данными на рис.7, 8 и 9. Наблюдается хорошее совпадение между ними, которое свидетельствует об адекватности метода определения и о достоверности упомянутых параметров.

Исходный образец IS плотности $\sim 5,2 \text{ г/см}^3$ имеет температуру перехода межгранульной области $T_{cj} = 89,3 \text{ K}$. МГО занимает 50% объемной доли, а ГО состоит из гранул со средним раз-

мером $R_g \sim 15 \text{ мкм}$ и имеет $T_{cg} = 91 \text{ K}$. Фактически эти гранулы были слабо связаны друг с другом, поэтому на кривых $\chi''(T)$ виден очень слабый пик, принадлежащий ГО, только при больших амплитудах H_o (см.рис.7). Центры пиннинга МГО образца IS имеют факторы $\beta = 0,26$ и $q = 2,41$.

Образец MS при повторном спекании без расплава 3В2С по термическому режиму, представленному на рис.1, фактически подвергался процедуре, аналогичной технологии расплав-выращивание. Наблюдается снижение объемной доли f_n до 20%, однако размер гранул фактически не меняется. Образец остается пористым с плотностью $\sim 5,3 \text{ г/см}^3$. Гранульный пик на кривой $\chi''(T)$ не возникает даже при большой амплитуде H_o (см.рис. 8), что означает полную изоляцию между гранулами. В образце MS ухудшаются факторы β и q , которые равны: $\beta = 0,56$, $q = 3,06$. Причиной такого ухудшения является неоптимальный режим выделения частиц Y_2BaCuO_5 в качестве центров пиннинга при таком повторном спекании [12].

В отличие от образца MS наличие расплава 3В2С в процессе пересинтеза сильно снижает объемную долю МГО ($f_n \sim 5\%$). Факторы β и q МГО образца RS улучшаются по сравнению с аналогичными у образца MS и принимают значения $\beta = 0,37$ и $q = 2,62$, что приближается к значениям β и q исходного образца. Средний размер R_g гранул в образце RS вырос до значения $\sim 30 \text{ мкм}$, плотность образца повышается до значения $6,2 \text{ г/см}^3$. Гранулы сильно связаны между собой, что дает отчетливый гранульный пик на кривой $\chi''(T)$ (рис.9). Причем этот гранульный пик в образце RS смещается в сторону более низкой температуры при повышении амплитуды измерительного поля H_o с таким же темпом, как и межгранульный пик (см.рис.4) (отношение $n = q/(\beta+1) = 1,91$). Если предположить, что для ГО $\beta \sim 0$, то q для нее будет $\sim 1,91$. В образце RS слегка повышаются значения T_{cj} и T_{cg} до значений 91 и 94 К, соответственно.

Мы сравниваем данные объемной доли межгранульной области f_n , состоящей из интерфейсных фаз и пор, и среднего размера гранул R_g исследуемых образцов, полученные в результате

обработки данных измерений ас-восприимчивости с результатом определения этих двух параметров при изучении морфологии образцов с помощью сканирующего электронного микроскопа.

На рис.10,а-е представлены микрофотографии сколов поперечных и продольных поверхностей образцов IS(а, б), MS(в, г) и RS(д, е). Очевидно, по этим снимкам можно сделать следующие выводы:

1. В межгранульную область исходного образца включаются поры (рис.10а) и мелкозернистая область интерфейсных фаз (рис.10б). Значение объемной доли МГО (50%), полученное на основе измерений ас-восприимчивости является хорошей оценкой величины f_n для МГО, что еще раз доказано с помощью этих фотографий. На этих снимках так же видно, что средний размер гранул порядка 15 мкм, что совпадает со значением R_g , которое было получено при обработке данных измерений магнитной восприимчивости.

2. В образце MS (см. рис.10, в,г) объем пор после процесса частичного плавления при 1000°C не изменился, гранулы имеют более четкие границы. Можно считать, что значения $f_n = 20\%$ и $R_g = 15$ мкм являются приемлемыми.

3. На рис.10, д,е видно качественное изменение пересинтезированного образца RS. В нем резко снизился объем пор, интерфейсные фазы уничтожены, гранулы выросли приблизительно вдвое и плотно прилегают друг к другу. Все эти результаты хорошо совпадают с результатами обработки данных измерений ас-восприимчивости, которые дают значения $f_n = 5\%$ и $R_g = 30$ мкм.

Надо отметить, что обработка экспериментальных данных измерений ас-восприимчивости была проведена до получения данных f_n и R_g по морфологии образцов. Это свидетельствует о том, что РМКС вполне адекватно описывает намагниченность в ВТСП-образцах и полученные значения параметров δ, q, f_n и R_g достоверные.

5. Выводы

Мы предлагаем технологию повторного спекания керамических образцов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (YBCO) в эвтектическом расплаве ($3BaCuO_2 + 2CuO$) для уменьшения объемной доли их межгранульной области и создания массивных образцов, состоящих из гранул YBCO, сильно связанных между собой.

Изучение таких параметров, как объемная доля межгранульной области f_n , средний размер гранул R_g и факторов β и q центров пиннинга проведено с помощью анализа полученных данных измерения ас-восприимчивости в рамках расширенной модели критического состояния, результаты которого позволяют сделать следующие выводы:

1. Процесс пересинтеза не разрушает фазу $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ гранульной области исходного образца.

2. Наличие эвтектического расплава ($3BaCuO_2 + 2CuO$) при пересинтезе создает благоприятные условия для переформирования состава межгранульной области, существовавшей до пересинтеза в стехиометрический состав $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, в результате чего объемная доля межгранульной области снижается с 50 до 5%. При этом гранулы, естественно, растут, их средний размер увеличивается вдвое и связи между ними становятся более сильными. Температура перехода в сверхпроводящее состояние гранул повышается до 94 К.

В настоящее время исследования в этом направлении продолжают с целью практически полного уничтожения межгранульной области в керамиках $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ и получения высокоплотных керамических образцов, состоящих из сильно связанных и хорошо текстурированных однофазных гранул $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$. В данный момент описанная технология хорошо применима для изготовления сверхпроводящих экранов, для локализации слабых связей в ВТСП СКВИДе.

В заключение отметим, что в отличие от массивных керамических образцов, изготовленных с помощью вышеперечисленных методов [2-6], в которых критический ток увеличивается за счет

создания в них центров пиннинга, в пересинтезированных образцах он повышается из-за подавления влияния межгранульной области. Поэтому сверхпроводящие свойства пересинтезированных образцов без межгранульной области должны улучшиться до теоретических пределов для чистой фазы $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$.

ТАБЛИЦА 1. Основные характеристики исследуемых образцов

Образец	Плотность, г/см ³	T_{cg} , К	T_{cj} , К	q	β	J_o	f_n , %	R_g , мкМ
IS	5.2	91	89	2,41	0,26	$1,40 \times 10^9$	50	15
MS	5.3	92	90,5	3,06	0,56	$5,43 \times 10^9$	20	15
RS	6.2	94	91	2,62	0,37	$2,08 \times 10^8$	5	30

Примечание: T_{cj} и T_{cg} определены с помощью кривой $\chi''(T)$, измеренной с минимальной амплитудой измерительного переменного поля $H_o = 5,25$ А/м. Значения J_o вычислены в системе СИ.

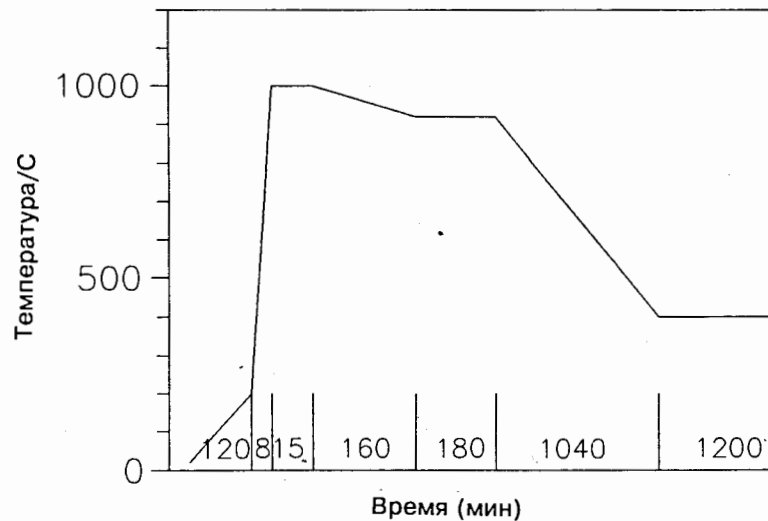


Рис.1. Температурная диаграмма пересинтеза керамических образцов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$. Цифры, находящиеся по абсциссе, соответствуют продолжительности каждого участка в минутах

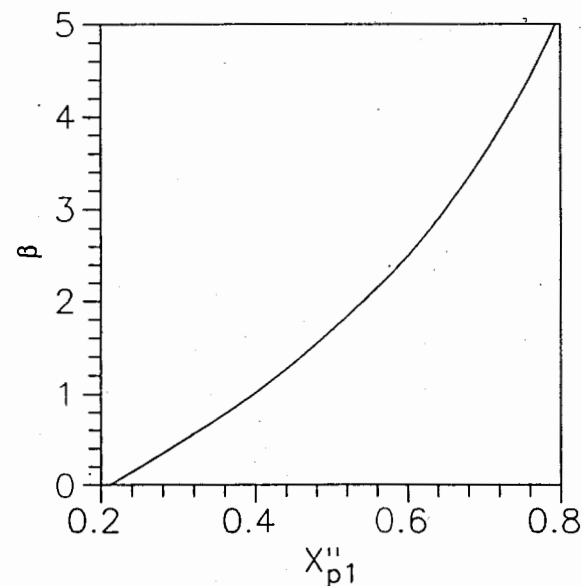


Рис.2. Калибровочная кривая $\chi''_{p1}(\beta)$, вычисленная в рамках РМКС, для случая $M_{eff} = 1$

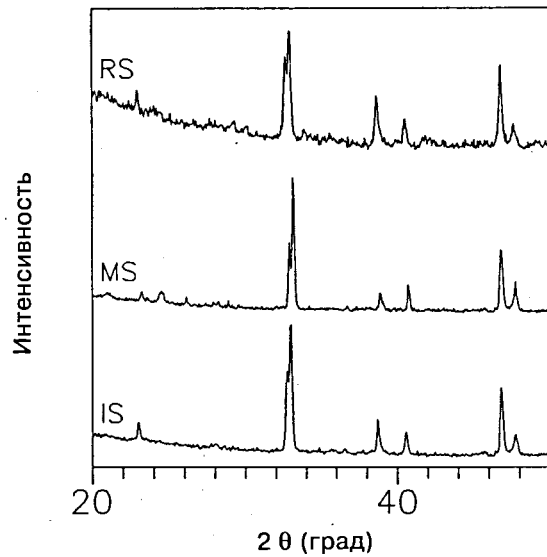


Рис.3. Рентгенограммы исследуемых образцов

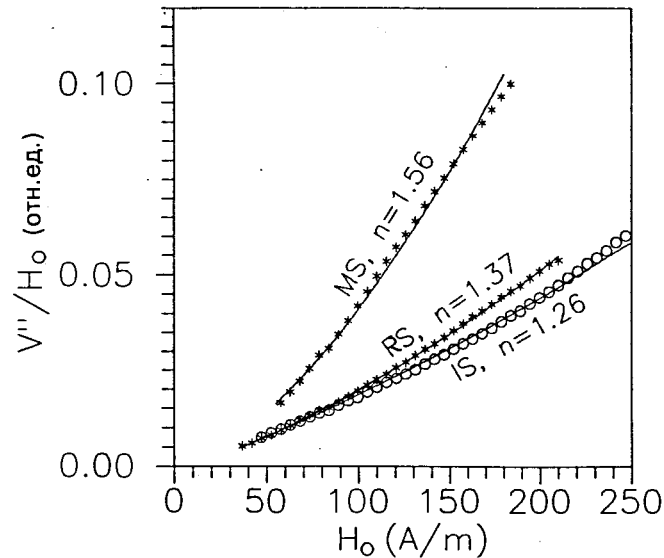


Рис.4. Зависимости сигнала мнимой части фундаментальной ас-восприимчивости от амплитуды переменного поля H_0 для исследуемых образцов. Точки – экспериментальные данные. Кривые – подогнаны по степенной функции с фактором $n = \delta + 1$

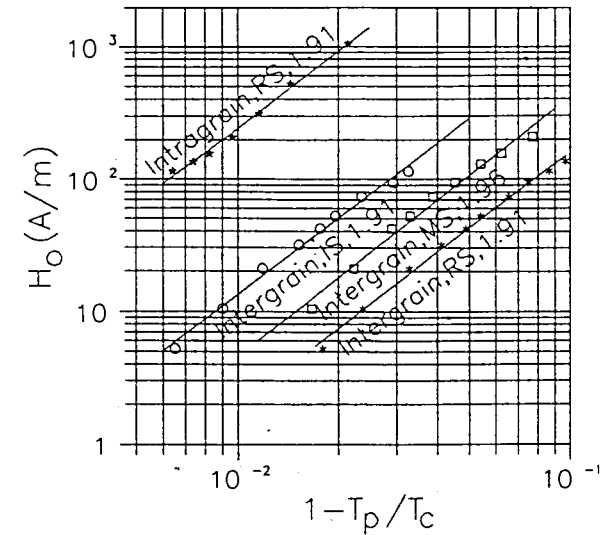


Рис.5. Зависимости $H_0 \sim (1 - T_p/T_c)^{1/(\delta+1)}$ исследуемых образцов, где T_p и T_c есть T_{pj} и T_{cj} МГО образцов IS (o), MS (□), RS (*) и T_{pg} и T_{cg} для ГО образца RS (*). Кривые подогнаны по степенной функции со степенным фактором, указанным у каждой кривой

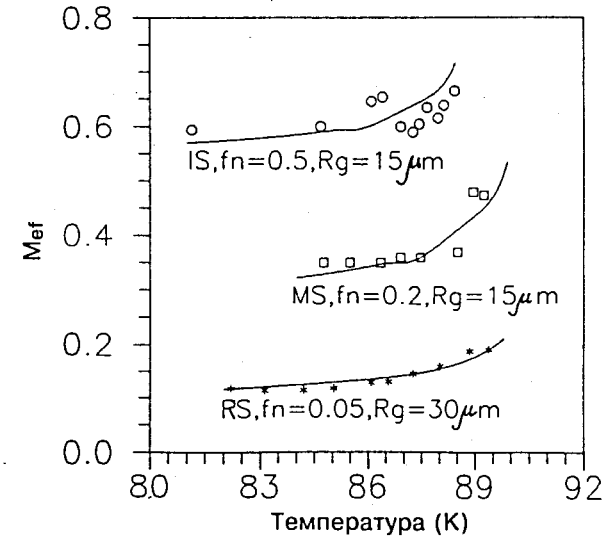


Рис.6. Температурные зависимости эффективной проницаемости M_{eff} исследуемых образцов. Точки – экспериментальные данные. Кривые вычислены по формуле (2) со значениями f_n и R_g , указанными у каждой кривой

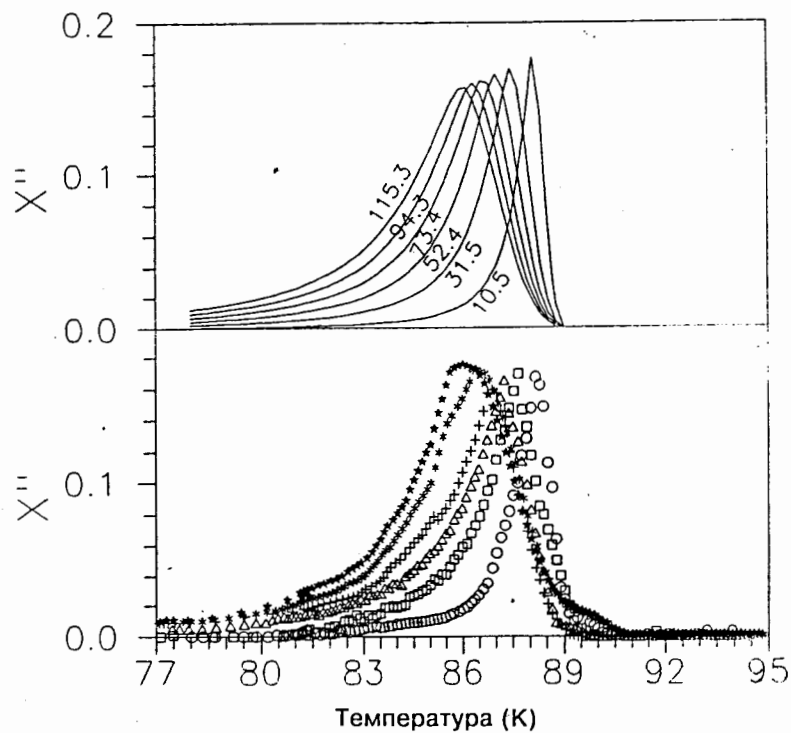


Рис.7. Температурные зависимости мнимой части ас-восприимчивости исходного образца IS.

- а)- Экспериментальные данные, измеренные при $H_0(A/m) = 10,5(\circ), 31,5(\square), 52,4(\Delta), 73,4(+), 94,3(*), 115,3(\star)$.
 б)- Теоретические кривые, вычисленные по РМКС с параметрами, приведенными в таблице 1 для соответствующих амплитуд H_0 .

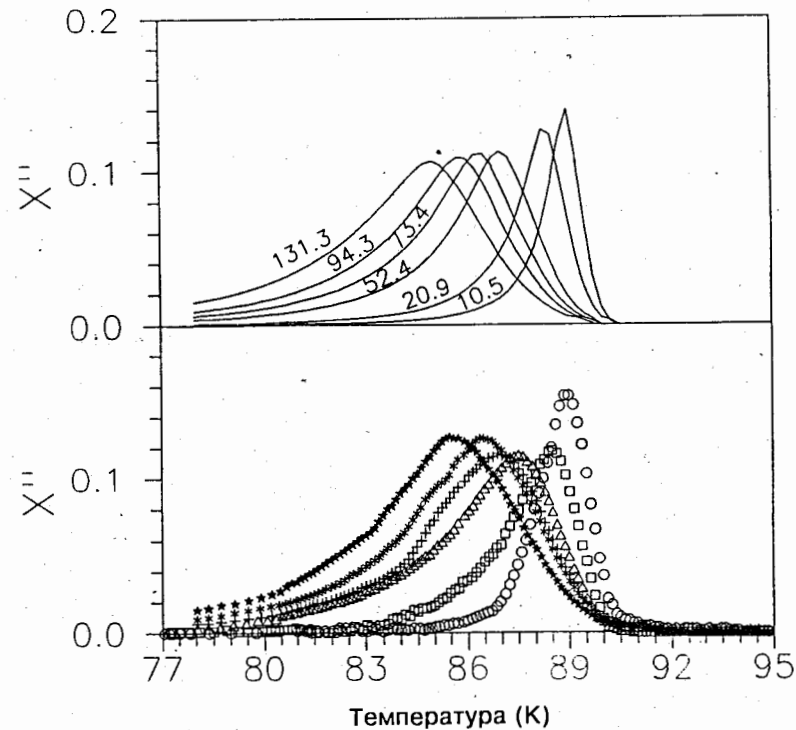


Рис.8. Температурные зависимости $\chi''(T)$ образца MS.

- а)- Экспериментальные данные, измеренные при $H_0(A/m) = 10,5(\circ), 20,9(\square), 52,4(\Delta), 94,3(*), 131,3(\star)$.
 б)- Теоретические кривые, вычисленные по РМКС для межграницальной области с параметрами образца MS, приведенными в таблице 1 для соответствующих амплитуд H_0 .

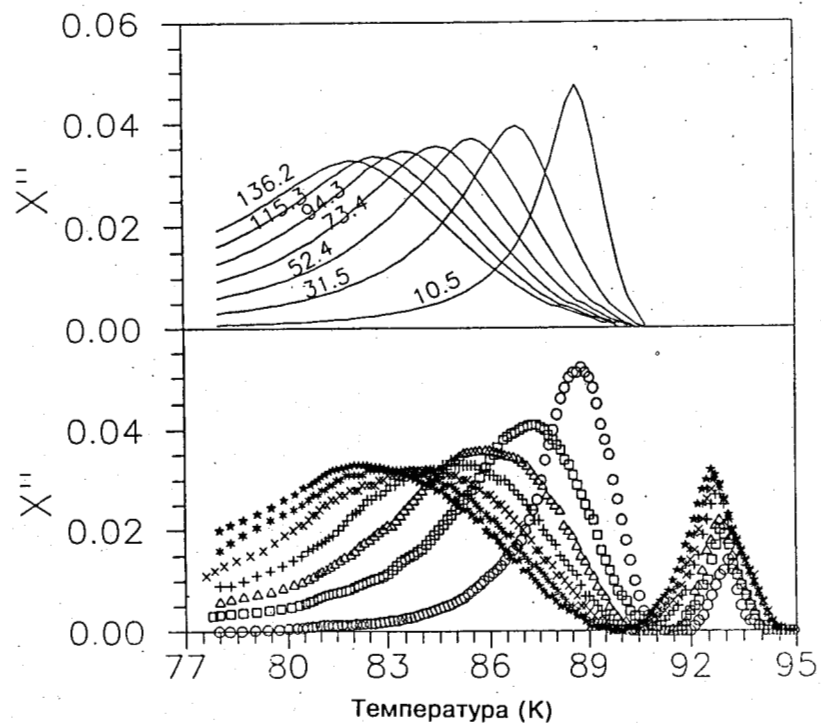
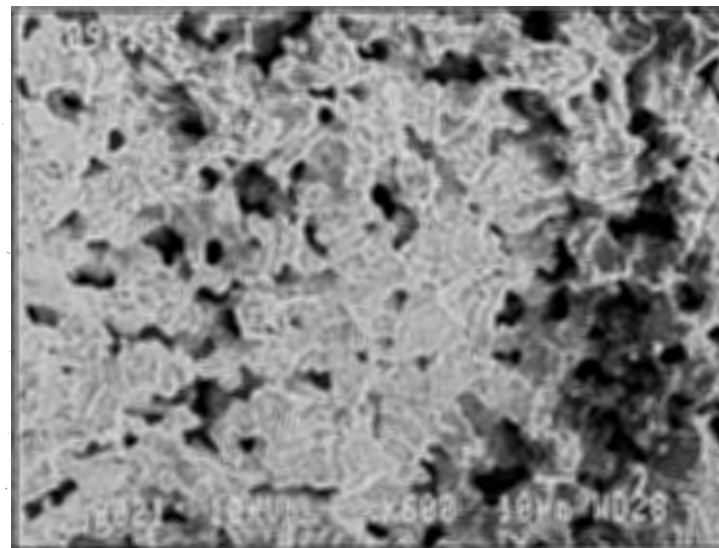


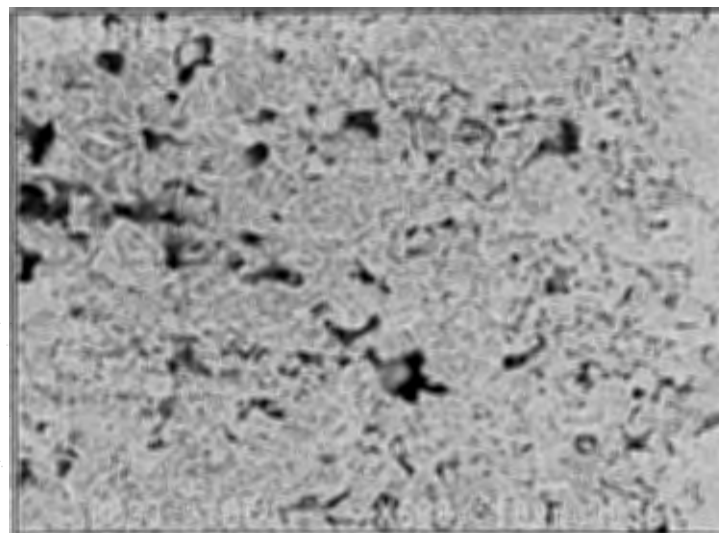
Рис.9. Температурные зависимости $\chi''(T)$ образца RS.

а)- Экспериментальные данные, измеренные при $H_0(A/m) = 10,5(\circ), 31,5(\square), 52,4(\Delta), 73,4(+), 94,3(\times), 115,3(*), 136,2(*)$. Видны пики гранульной области при более высокой температуре, которая увеличилась благодаря процессу пересинтеза.

б)- Теоретические кривые, вычисленные по РМКС для межгранульной области с параметрами образца RS, приведенными в таблице 1 для соответствующих амплитуд H_0 .

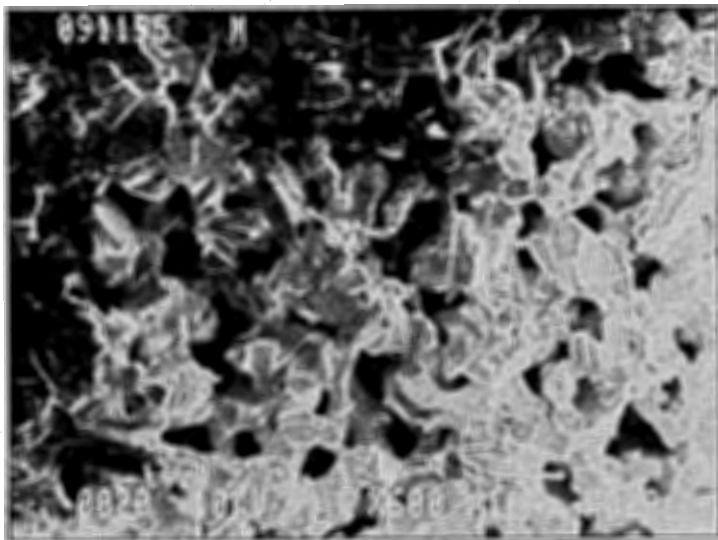


а)

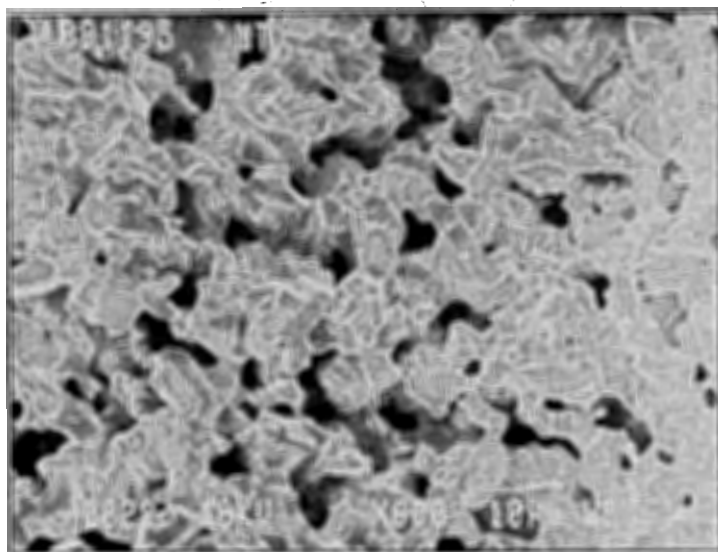


б)

Рис.10 а,б. Микрофотографии сколов поперечных и продольных поверхностей образцов IS(а, б), MS(в, г) и RS(д, е)

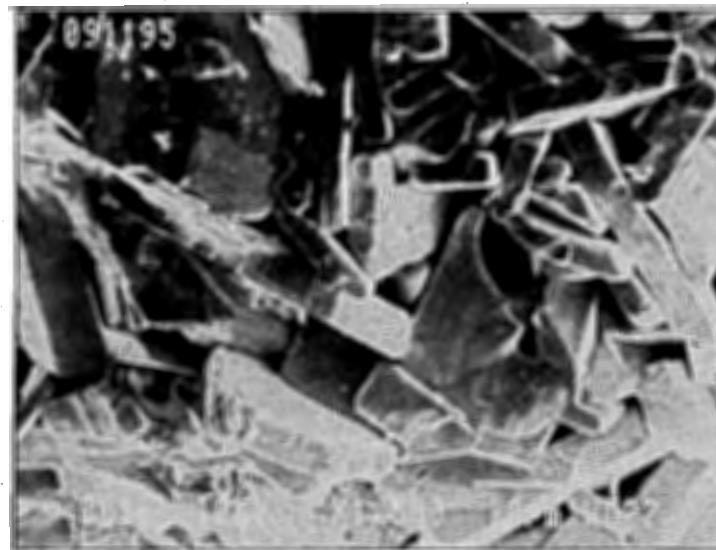


в)

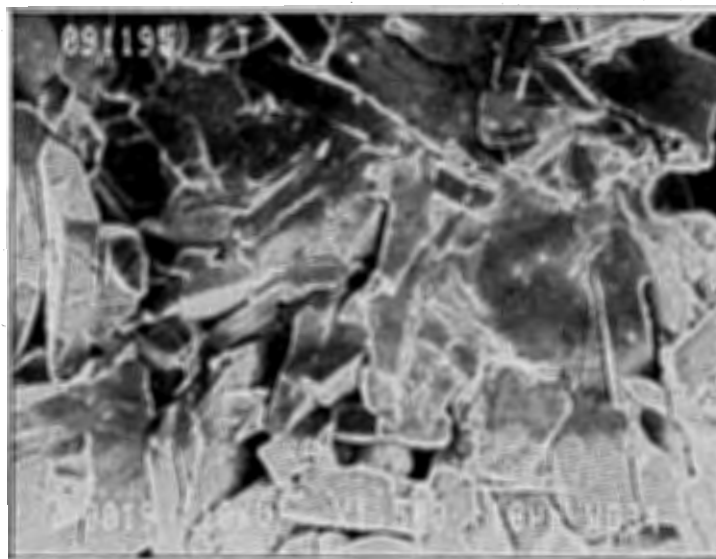


г)

Рис.10 в,г.



д)



е)

Рис10 д,е.

Список литературы.

1. Lee D.F., Satpathy A., Selvamanickam V., Salama K. Supercond.Sci.Technol., 1995, vol.8, p.423.
2. Itskovich R.Yu., Kvichko L.A., Kotok L.A. et al. Supercond. Sci. Technol., 1994, vol.7, p.47
3. Murakami M. Supercond. Sci. Technol., 1992, vol.5, p.185
4. Jin S., Tiefel T.H., Sherwood R.C. et al. Phys. Rev. B, 1988, vol.37, p.7850
5. Murakami M., Morita M., Koyama N. Jap. J. Appl. Phys., 1989, vol.28, N7, L1189
6. Muurakami M. Mod. Phys. Lett. B, 1990, vol.4, p.163
7. Vuong N.V. Supercond. Sci. Technol., 1995, vol.8, p.783
8. Oka K., Nakane K., Ito M. et al. Jap. J. Appl. Phys, 1988, vol.27, N6, L1065
9. Космынин А.С., Штер Г.Е., Гаркушин И.К. и др. Сверхпроводимость: Ф, Х, Т, 1990, т.3, N8, часть 2, стр.1865.
10. Обухов Ю.В. и др. Препринт Института физико-технических проблем, N93-5-5, Дубна, 1993.
11. Muller K.H. Physica C, 1989, vol.150, p.717
12. Vuong N.V., Raspopina E.V., Scugar V.V et al. Physica C, 1994, vol.223, p.263.

Рукопись поступила в издательский отдел
26 января 1996 года.

Вьонг Н.В., Распопина Е.В., Яковенко Н.А.
Пересинтез — новый подход к изготовлению
массивных $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ -керамик

P17-96-27

Представлена процедура пересинтеза $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ -керамик в эвтектическом расплаве $3\text{BaCuO}_2 + 2\text{CuO}$ для создания массивных образцов. В пересинтезированных керамиках сохраняется однофазность ромбической фазы $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$, объемная доля межгранульной области уменьшилась с 50 до 5%, средний размер гранул увеличился вдвое, заметно усилилась связь между гранулами.

Работа выполнена в Лаборатории нейтронной физики им. И.М.Франка ОИЯИ и в отделе сверхпроводимости ИФТП.

Сообщение Объединенного института ядерных исследований. Дубна, 1996

Перевод авторов

Vuong N.V., Raspopina E.V., Yakovenko N.A.
Resintering — a Novel Approach for Preparing Massive
 $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ -Ceramics

P17-96-27

The resintering procedure of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ -ceramics in $3\text{BaCuO}_2 + 2\text{CuO}$ eutectic melt for preparing massive samples is presented. The resintered ceramics is of the single orthorhombic phase $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ and has the volume fraction of the intergrain region reduced from 50 to 5%. The average grain size is twofold increased, the connection between grains is appreciably strengthened.

The investigation has been performed at the Frank Laboratory of Neutron Physics, JINR and the Department of superconductivity, IPTP.

Communication of the Joint Institute for Nuclear Research. Dubna, 1996