

ВЛИЯНИЕ СВЕРХВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ ПРИ СИНТЕЗЕ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ КЕРАМИКИ НА ЕЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

ИФТТП АН БССР, БИМСХ

Существует несколько способов получения высокотемпературной сверхпроводящей керамики, каждый из которых по-своему влияет на ее физические свойства. В большинстве исследований используются образцы, приготовленные традиционным твердофазным синтезом с использованием в качестве исходных реагентов оксидов меди, иттрия или редкоземельных элементов и карбонатов щелочноземельных элементов. Для получения однофазных образцов прибегают к неоднократным промежуточным измельчениям реакционной смеси, чередующихся с длительной термической обработкой, достигающей в ряде случаев нескольких суток. Одним из недостатков этого метода синтеза ВСП является невысокая плотность керамики и неоднородное распределение кристаллитов по размерам [1].

Для синтеза оксидной сверхпроводящей керамики в исследуемой работе использовали метод высоких и сверхвысоких давлений, применив специальные аппараты высокого давления [2].

Образцы системы $Y-Ba-Cu-O$ получали из смеси порошков Y_2O_3 , $BaCO_3$ и CuO , которые просушивались при температуре $200^\circ C$, а затем из них приготавливались навески в соответствующих соотношениях. Термообработка смеси порошков проводилась при $700 - 800^\circ C$ в течение 6 - 10 часов в зависимости от соотношения компонентов. Термообработанная смесь спрессовывалась при давлении до 2 кбар в таблетки. Полученные таблетки помещались в аппарат высокого давления, в котором проводился синтез при определенных условиях. После чего образцы подвергались специальной термической обработке.

Температура сверхпроводящего перехода определялась по резистивным и магнитным измерениям. С распределение температурной зависимости электросопротивления осуществлялось четырехточечным методом.

Рентгенографический анализ проводился на установке ДУОН-3,0 с автоматической записью на медном K_{α} излучении при комнатной температуре.

Плотность образцов измерялась методом гидростатического взвешивания.

Проведенные исследования показали, что с повышением давления при синтезе возрастает плотность получаемой керамики. Для системы $Y-Va-Cu-O$ это значение приближается к теоретическому при давлении 100 кбар и составляет $6,4 \text{ г/см}^3$ (рис. 1).

Изменение температуры сверхпроводящего перехода в зависимости от давления синтеза представлено на рис. 2. Как видно из этих кривых, наибольшее $T_c \sim 95 \text{ К}$ достигается при давлениях 30-40 кбар. На этот же диапазон приходится и минимальная ширина перехода. При давлениях, меньших 30 кбар характер резистивных кривых является полупроводниковым.

На рис. 3 приведена зависимость остаточного сопротивления при 100 К от давления синтеза. Уменьшение $\rho_{ост}$ с ростом давления указывает на улучшение однородности материала и, видимо, на переход к однофазности, что подтверждается данными рентгенографического и микроструктурного анализов.

Параметры a и b элементарной ячейки для фазы $YVa_2Cu_3O_{7-y}$ практически остаются постоянными, а параметр c в области 30 кбар испытывает незначительное изменение (табл. I). На образцах этого же давления присутствуют линии второй фазы.

В системе $Y-Va-Cu-O$ изучено замещение иона бария с радиусом $1,35 \text{ \AA}$ на ион стронция с меньшим атомным радиусом $r = 1,13 \text{ \AA}$. Плотность образцов при этом с ростом давления в диапазоне до 70 кбар возрастала от $4,8 \text{ г/см}^3$ до $6,0 \text{ г/см}^3$. В области 40 - 50 кбар наблюдалась аномалия параметра c , в то время как для соединения $YVa_2Cu_3O_{7-y}$ параметр c оставался практически постоянным во всем диапазоне рассматриваемых давлений.

Температура сверхпроводящего перехода для $YVaSrCu_3O_{7-y}$ керамики, синтезированной при различных давлениях, представлена на рис. 4. Эта кривая имеет максимум в диапазоне 40 - 60 кбар, при этом замещение бария стронцием привело к уменьшению температуры перехода в сверхпроводящее состояние.

Зависимость остаточного сопротивления при 100 К для

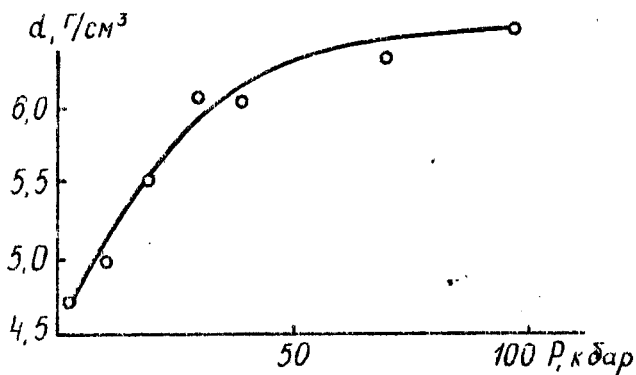


Рис. 1 Зависимость плотности $Y-Ba-Cu-O$ - керамики от давления синтеза.

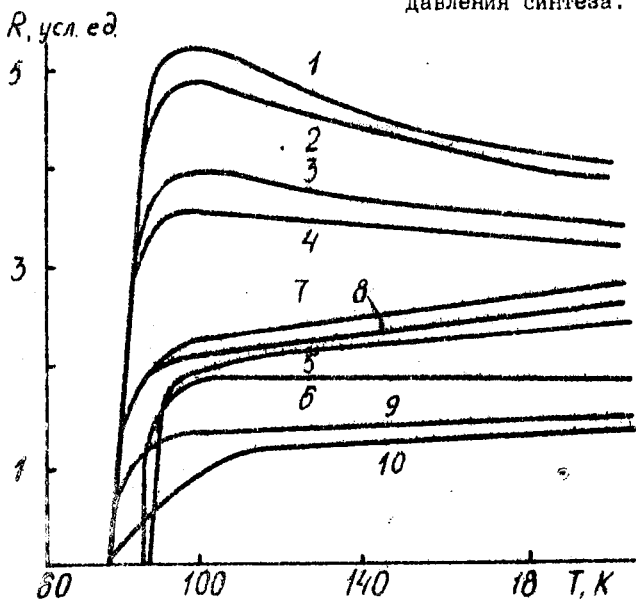


Рис. 2 Резистивные кривые перехода в сверхпроводящее состояние $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ керамики, синтезированной при давлениях: 1-1, 2-2, 3-10, 4-20, 5-30, 6-40, 7-50, 8-60, 9-70, 10-100 кбар.

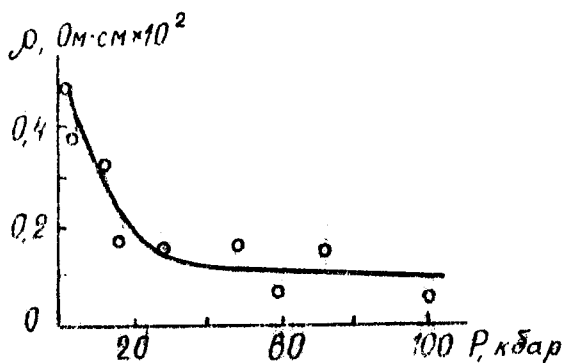


Рис. 3 Зависимость остаточного сопротивления при 100 К в зависимости от давления синтеза для $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}$

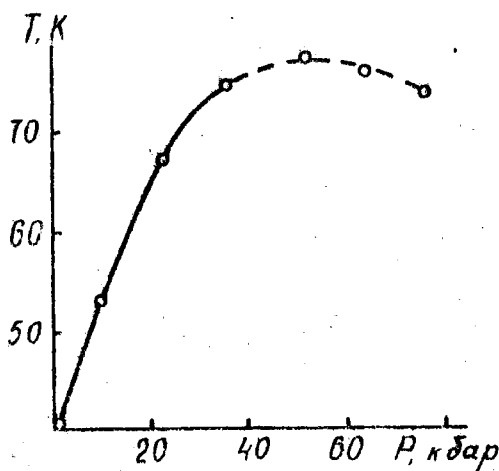


Рис. 4 Зависимость температуры сверхпроводящего перехода в зависимости от давления синтеза для керамики $\text{YBaSrCu}_3\text{O}_7$

$YBaSrCu_3O_{7-y}$ от давления синтеза аналогична зависимости для $YBa_2Cu_3O_{7-y}$ с увеличением давления происходит уменьшение остаточного сопротивления.

1. Зависимость параметров a , b , c от давления синтеза для

№ п/п	кбар	$a, \text{Å}$	$b, \text{Å}$	$c, \text{Å}$
1	1	3,813	3,892	11,660
2	2	3,818	3,882	11,660
3	10	3,821	3,882	11,663
4	20	3,829	3,882	11,643
5	30	3,829	3,888	11,663
6	40	3,828	3,887	11,630
7	50	3,818	3,882	11,660
8	60	3,818	3,882	11,662
9	70	3,818	3,882	11,640
10	100	3,832	3,882	11,660

Для приготовления висмутовой керамики использовались реактивы Bi_2O_3 , $SrCO_3$, $CaCO_3$ и CuO . Нами было синтезировано 11 составов $Bi-Sr-Ca-Cu-O$ керамики, представленных в табл.2, определен фазовый состав, плотность, остаточное сопротивление и температура сверхпроводящего перехода. Изменение количественного содержания элементов мало влияет на значение температуры перехода в сверхпроводящее состояние, хотя при этом удельное сопротивление материалов изменяется в широком диапазоне. С увеличением содержания меди в висмутовой керамике понижается ее температура плавления.

С ростом давления прессования происходит смещение дифракционных линий. В табл. 3 представлены изменения положения линий дифракции для $Bi_4Sr_2Ca_2Cu_4O_y$ в зависимости от давления синтеза. При этом при давлении 40 кбар наблюдается аномалия. Оптимальным давлением прессования для висмутовой керамики является 10 кбар.

В результате проведенного исследования установлены оптимальные условия синтеза иттриевой и висмутовой ВТСП-керамик с исполь-

2. Зависимость плотности и температуры сверхпроводящего перехода от состава висмутовой керамики

№ п/п	Состав	Плотность, г/см ³	
I	$Bi_1 Sr_1 Ca Cu_2 O_y$	4,5	70-110
2	$Bi_2 Sr_1 Ca Cu_2 O_y$	5	75-110
3	$Bi_2 Sr_1 Ca Cu_3 O_y$	5	70
4	$Bi_4 Sr_3 Ca_3 Cu_4 O_y$	5	85-110
5	$Bi_2 Sr_2 Ca Cu_2 O_y$	7	70-85
6	$Bi_4 Sr_3 Ca_3 Cu_4 O_y$	6	85-110
7	$Bi_3 Sr_3 Ca_3 Cu_4 O_8$	5	85
8	$Bi_1 Sr_1 Ca Cu_3 O_y$	5	75
9	$Bi_1 Sr_{1,5} Ca_{1,5} Cu_3 O_y$	5	70
10	$Bi_2 Sr_{0,5} Ca_{0,5} Cu_3 O_y$	6	75
II	$Bi_1 Sr_1 Ca Cu_4 O_y$	5	75

3. Изменение положения дифракционных линий в зависимости от давления синтеза

Давление, кбар	2θ 008	2θ 115	2θ 0010	2θ 117	2θ 202	2θ 220
10	21°50	26°02	29°16	30°00	33°32	39°00
20	21°47	26°00	29°15	30°00	33°30	38°52
40	21°45	25°55	29°10	29°45	33°22	38°45
70	22°00	26°03	29°15	29°58	33°32	29°00

зованием высоких давлений.

Л и т е р а т у р а

И. Кауль А.Р., Грабой И.Э., Третьяков Ю.Д. Сверхпроводимость:

физика, химия, техника.-1988.-вып. I.-С.8-10.

2. Мазуренко А.М. и др. А.с. № 326804.-1971.-СССР.

УДК 621.762

Кулаков И.А.

ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННО-ВЯЗКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ ФРОНТА УДАРНОЙ ВОЛНЫ

Волгоградский ПИ

На основе представлений Я.И.Френкеля о диффузионно-вязком деформировании решается задача о структуре фронта ударной волны в алюминии. Результаты расчета сопоставляются с экспериментом.

В экспериментах [1-3] по обработке металлов и сплавов ударными волнами выявляется специфичная эволюция их последеформационных прочностных свойств. Общим для всех материалов является наличие трех четко выраженных стадий: возрастания, стабилизации, резкого падения микротвердости и связанной с ней плотностью дислокаций по мере увеличения конечных давлений в ударной волне (рис. 1). Каждой стадии соответствует своя микроструктура. Известно, что ударная волна характерна большими скоростями нарастания динамических давлений ($\dot{p} = 10^6 - 10^8$ ГПа/с) и деформаций ($\dot{\epsilon} = 10^4 - 10^8$ с⁻¹). Такие процессы можно считать адиабатическими, а обрабатываемый образец - термодинамически замкнутой системой, релаксация энергии упругого сжатия в которой требует быстроедействующих и энергоемких единичных актов пластического деформирования. В условиях высокоскоростной динамики ударных волн описание процесса деформирования методами теории дислокаций оказывается малоэффективным [4]. Возникает необходимость поиска такого механизма деформирования, элементарные акты которого сводились бы к одиночному перемещению отдельных атомов. Наиболее перспективным с этих позиций представляется механизм диффузионно-вязкого деформирования (ДВД), физические основы которого, описанные Я.И.Френкелем [5], базируются на рассмотрении движения атома в потенциальном поле кристалла, деформируемом внешним силовым воздействием.

На фронте ударной волны скорость пластического деформирова-