Физика низких температур, 1995, т. 21, № 1, с.107–110

Краткие сообщения

УДК 539.214;539.4

Низкотемпературная прочность и пластичность порошковых композиций YBaCuO–Ag

А. М. Долгин, И. Ф. Кисляк, В. И. Доценко

Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины, Украина, 310164, г. Харьков, пр. Ленина, 47

Л. Н. Загоруйко

Харьковский инженерно-педагогический институт, Украина, 310016, г. Харьков, ул. Университетская, 16

Статья поступила в редакцию 6 июня 1994 г., после переработки 26 августа 1994 г.

Изучено деформационное упрочнение и характер деформации порошковых композиций YBaCuO–Ag в широкой области концентраций серебра $0 \le c \le 100$ об.% при 77 K. Обнаружено, что в зависимости от содержания серебра деформационные кривые имеют различный характер и могут быть разделены на четыре типа. Получены концентрационные зависимости параметров σ_0, σ_{max}, ε_{max} деформационных кривых. Показано, что серебро, существенным образом изменяя деформационное поведение ВТСП керамики, может заметно улучшить ее технологичность.

Вивчено деформаційне зміцнення і характер деформації порошкових композицій YBaCuO–Ag у широкій області концентрацій срібла $0 \le c \le 100$ об.% при 77 K. Знайдено, що в залежності від вмісту срібла деформаційні криві мають різний характер і можуть бути розділені на чотири типи. Одержано концентраційні залежності параметрів σ_0, σ_{max}, ε_{max} деформаційних кривих. Показано, що срібло, істотно змінюючи деформаційну поведінку ВТНП кераміки, може помітно поліпшити її технологічність.

Введение

Низкая прочность и высокая хрупкость ВТСП материалов являются одними из существенных моментов, которые затрудняют практическое использование этих веществ в сильноточных устройствах. Это связано с тем, что, например, в сверхпроводящих магнитных системах в ходе их эксплуатации развиваются большие механические напряжения [1]. Поэтому к конструкционной прочности токонесущих элементов в таких системах предъявляются довольно высокие требования. По-видимому, как и в случае низкотемпературных сверхпроводников [2], выход из положения для ВТСП материалов будет найден в создании и совершенствовании композиционных структур, где наряду со сверхпроводящей присутствует и нормальная фаза (как правило, металл, обладающий хорошими транспортными свойствами).

К сожалению, из-за высокой окислительной способности ВТСП материалов круг возможных «претендентов» из числа металлов, годных к использованию в качестве нормальной фазы, чрезвычайно узок. В настоящее время к числу наиболее подходящих для этих целей относят серебро и золото.

В этой связи целью настоящей работы является изучение кривых деформационного упрочнения и характера деформации порошковых композиций $YBa_2Cu_3O_y$–Ag в широкой области концентраций серебра.

Методика эксперимента

Образцы в виде брусков получали холодным прессованием перемешанных всухую смесей порошков керамики $YBa_2Cu_3O_y$ и серебра и последующей термообработкой [3]. Для настоящих исследований набор концентраций серебра был расширен по сравнению с применявшимся в работе [3] и составлял 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60 и 100 об.% Из полученных таким образом заготовок вырезались образцы в виде параллелепипедов со средними размерами 2×2×6 мм. Образцы деформировали сжатием вдоль длинной оси при температуре 77 K (в среде жидкого азота) со скоростью $(1–2)\cdot10^{-4}$ с$^{-1}$.

© А. М. Долгин, И. Ф. Кисляк, В. И. Доценко, Л. Н. Загоруйко, 1995

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена эволюция деформационных кривых (в координатах деформирующее напряжение — время) по мере увеличения содержания серебра. Видно, что наблюдается четыре типа деформационных кривых. При малых концентрациях серебра ($c = 5$–20 об.%) имеют место кривые первого типа: чисто упругое нагружение образцов с последующим хрупким разрушением. При $c \approx 30$–40 об.% наблюдаются кривые второго типа, когда появляется отклонение от линейности, отвечающее возникновению пластической деформации. Для кривых третьего типа ($c \approx$ ≈ 40–60 об.%) характерно наличие области высокой пластичности — более 40% деформации. Наконец, кривой четвертого типа ($c > 60$ об.%) присущи слабо выраженный начальный линейный участок и последующий длительный участок пластического течения со слабым упрочнением.

Границу между областями существования кривых типа III и IV следует воспринимать как более условную, чем предыдущие границы, так как, строго говоря, кривая IV типа представлена лишь одним образцом с $c = 100$ об.%.

На рис. 2 представлены концентрационные зависимости параметров деформационных кривых: предела прочности σ_{max}, предела текучести σ_0 и максимальной однородной пластической деформации ε_{max}. Вертикальные штриховые линии разделяют всю область концентраций серебра на четыре интервала, пронумерованные римскими цифрами I–IV, в соответствии с упомянутыми выше четырьмя типами деформационных кривых. Отметим, что в области $c > 60$ об.% исследовался лишь один образец ($c = 100$ об.%), для которого получена кривая IV; с другой стороны, понятно, что в этой области должен происходить переход от кривой III к кривой IV типа. Указанные обстоятельства делают границу раздела между областями III и IV более условной, нежели границы между другими областями.

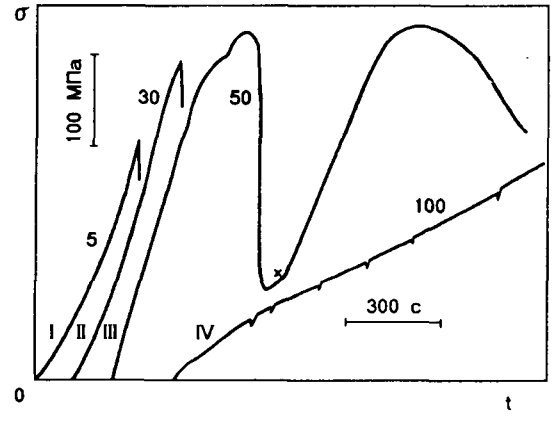

Рис. 1. Эволюция деформационных кривых по мере роста содержания серебра в композиции. Арабскими цифрами указано содержание серебра, римскими — тип деформационной кривой.

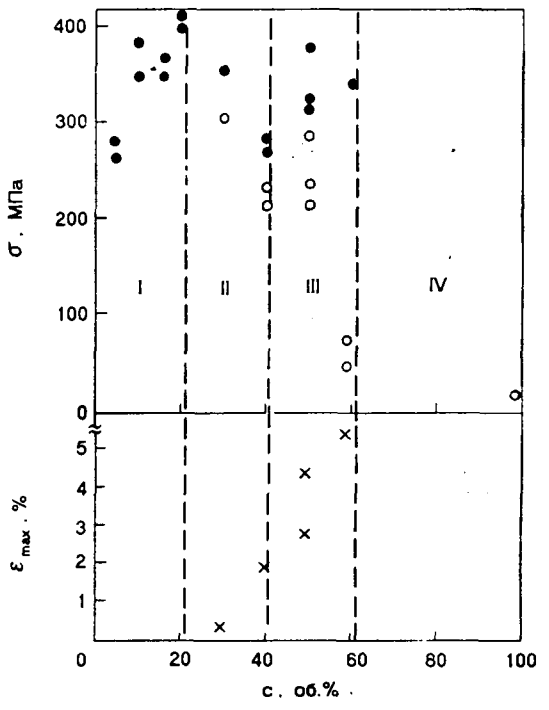

Рис. 2. Концентрационные зависимости параметров деформационных кривых: σ_{max} (●); σ_0 (○); ε_{max} (×). Римскими цифрами обозначены интервалы существования соответствующих типов деформационных кривых (см. рис. 1).

Для кривых типа III величины σ_{max} и ε_{max} определялись по точке наибольшего деформирующего напряжения перед сбросом нагрузки. Из рис. 2 видно, что предел прочности σ_{max} несколько растет на стадии I, а затем, на следующих стадиях, слабо падает; предел текучести σ_0, который появляется лишь на второй стадии, систематически падает, а ε_{max} систематически растет.

Следует отметить существенное отличие наблюдаемой нами картины от результатов работ [4–6], где пластическая деформация наблюдалась при значительно более высоких концентрациях серебра ($c \geq 67$ об.%) и объяснялась нарушением связности керамической подсистемы за счет металлических межгранульных прослоек.

При обсуждении полученных экспериментальных результатов отметим, что по литературным данным [7] магистральная трещина, приводящая к разрушению ВТСП керамики, может распространяться как межкристаллитным (при низкой плотности керамики), так и транскристаллитным (при высокой плотности) способами. Однако даже в случае транскристаллитного характера распро-

странения зарождение магистральной трещины обусловлено существованием концентраторов напряжений, связанных с наличием острых устьев пор [7]. В этой связи серебро, которое в пределах стадии I (c = 0–20 об.%) лишь заполняет поры в керамике, может приводить к уменьшению степени концентрации напряжений. С этим обстоятельством связан начальный рост σ_{max} на концентрационной зависимости (см. рис. 2), несмотря на то, что в пределах стадии I разрушение носит хрупкий характер. Стадия II начинается по достижении предела перколяции по серебру (образование непрерывной металлической подсистемы в композиции). Как показано в наших предыдущих исследованиях [3,8], для системы YBaCuO–Ag этот предел составляет 20–30 об.% По-видимому, непрерывность металлической подсистемы создает возможность для небольших пластических деформаций, хотя разрушение продолжает носить хрупкий характер.

Дальнейшее увеличение концентрации серебра ведет к увеличению связности металлической подсистемы и к соответственному уменьшению связности керамической подсистемы. Этими обстоятельствами объясняются как падение σ_{max} и σ_0 в пределах стадий II–III, так и рост ε_{max}. Деформационные кривые типа III наблюдаются, когда объемное соотношение металл/керамика составляет примерно 50%/50%. В этом случае разрушение керамического каркаса композиции, которое происходит в плоскости действия наибольших сдвиговых напряжений, не приводит к разрушению композиции в целом в связи с демпфирующим действием металлической подсистемы. Эта ситуация проявляется в образовании полосы сброса в образце и уменьшении деформирующего напряжения. Отметим, что чрезвычайно пластичное после отжига при предплавильной температуре серебро может играть здесь роль «смазки» при сдвиге одной части образца относительно другой. На рис. 3 представлен внешний вид образца с 50 об.% серебра, деформация которого была остановлена после достижения минимума деформирующего напряжения в результате образования полосы сдвига (этот момент отмечен крестиком у кривой на рис. 1). Снимок наглядно иллюстрирует полосу сброса, возникшую в образце. Прекращение сдвигообразования и дальнейший рост напряжения может обусловливаться по крайней мере двумя причинами. С одной стороны, серебро в полосе сдвига испытывает большую пластическую деформацию и упрочняется, что приводит к исчерпыванию его возможностей в качестве «смазочного» материала. С другой стороны, макроскопический сдвиг в полосе вызывает существенное перемещение одной части образца относительно другой, что в случае неплавающих захватов приводит к уменьшению эффективного сжимающего напряжения и, следовательно, к росту внешнего напряжения.

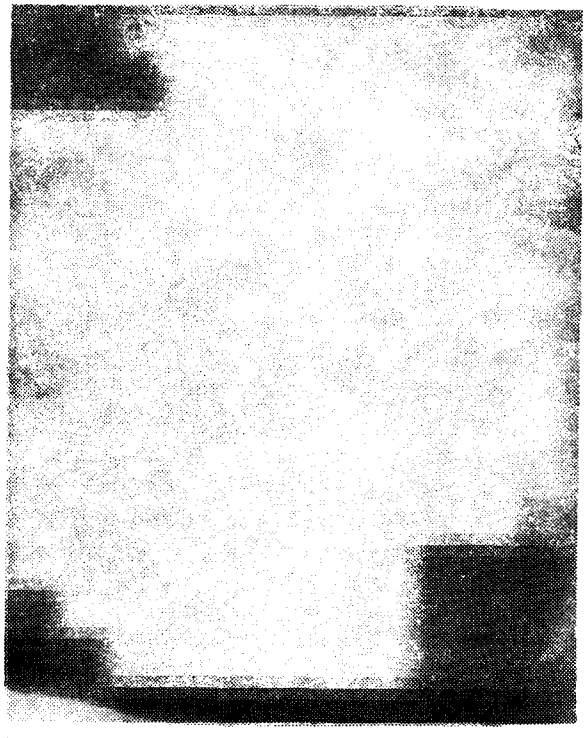

Рис. 3. Фотография образца (c = 50 об.%) с возникшей в нем полосой сдвига.

При еще более высоком содержании серебра, когда связность керамической подсистемы перестает играть определяющую роль или вообще прерывается, деформационные кривые приобретают характерный для пластичных поликристаллических металлов параболический вид с невысоким пределом текучести и большой пластической деформацией (кривая типа IV).

В заключение отметим, что, как видно из представленных результатов, добавление серебра может существенным образом изменить деформационное поведение ВТСП керамик, частично снимая технологические недостатки этих материалов (хрупкость, низкую прочность), о которых говорилось во введении. При этом немаловажным обстоятельством является то, что, как показано нами ранее [3], при содержании серебра порядка 10–20 об.% улучшаются также и транспортные свойства этих материалов.

1. М. Уилсон, *Сверхпроводящие магниты*, Мир, Москва (1985).
2. А. Вл. Гуревич, Р. Г. Минц, А. Л. Рахманов, *Физика композитных сверхпроводников*, Наука, Москва (1987).
3. В. И. Доценко, И. Ф. Кисляк, П. П. Паль-Валь, Л. Н. Паль-Валь, В. Д. Нацик, *ФНТ* 19, 49 (1993).

4. T. Oka, F. Ogasawara, Y. Itoh, Y. Yanagi, S. Takashima, and Y. Yamada, *Jpn. J. Appl. Phys.* 29, 1924 (1990).
5. T. Oka, Y. Itoh, Y. Yanagi; H. Tanaka, S. Takashima, Y. Yamada, and U. Mizutani, *Physica* C200, *55* (1992).
6. T. Nishio, Y. Itoh, F. Ogasawara, M. Suganuma, Y. Yamada, and U. Mizutani, *J. Mater. Sci.* 24, 3228 (1989).
7. В. Н. Ковалева, В. А. Москаленко, В. Д. Нацик, С. Н. Смирнов, В. Т. Загоскин, Ю. Г. Литвиненко, *ФНТ* 17, 46 (1991).
8. П. П. Паль-Валь, Л. Н. Паль-Валь, И. С. Брауде, В. Г. Хоменко, И. Ф. Кисляк, В. И. Доценко, В. Д. Нацик, *ФНТ* 19, *56* (1993).

Low temperature strength and plasticity of powder composites YBaCuO–Ag

A. M. Dolgin, I. F. Kislyak,
V. I. Dotsenko, and L. N. Zagoruiko

The stress-strain curves and the behavior of deformation of powder composites YBaCuO–Ag at 77 K are studied for a wide range of silver concentration $0 \le c \le 100\%$. It is shown that the behavior of the curves depends on c, and they can be divided into four types. The concentration dependences of the stress-strain curve parameters σ_0, σ_{max}, ε_{max} are obtained. It is found that silver which produces significant changes in the behavior of the stress-strain curves of the HTSC material, can, thus improve appreciably its workability.