

Е. ХУАНБАЙ

ВЛИЯНИЕ ПЛОСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ КЕРАМИКИ $YBa_2Cu_{3-y}Fe_yO_{7-x}$

Ключевые слова: сверхпроводник, сверхпроводящая керамика, кристаллографические параметры, энергодисперсионный спектр.

При исследовании высокотемпературной сверхпроводимости (ВТСП) керамики $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ существенный интерес представляет влияние на свойства $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ легирования различными элементами, в частности, замещение меди. Особое внимание уделяется изучению системы $YBa_2Cu_{3-y}Fe_yO_{7-x}$ ($YBaCuFeO$). Установлено, что введение железа приводит к захвату дополнительного кислорода и стимулирует структурный фазовый переход из ромбической фазы в тетрагональную без потери сверхпроводящих свойств. Высокотемпературные сверхпроводящие керамики на основе соединения $YBa_2Cu_{3-y}Fe_yO_{7-x}$ пока не нашли широкого применения в технике, что объясняется отсутствием детальной информации о поведении этих материалов в технологических процессах [1, 2].

Цель настоящего сообщения – изучение зависимости сверхпроводящих и структурных свойств состава $YBa_2Cu_{3-y}Fe_yO_{7-x}$ от плоской деформации при температурах $T < 600$ К.

Серия образцов $YBa_2Cu_{3-y}Fe_yO_{7-x}$ с $y = 0, 0.015, 0.03, 0.06, 0.15$ была синтезирована по известной керамической технологии [3] из смеси оксидов иттрия, железа и меди с карбонатом бария в течение 24 ч при температуре 920 °С на воздухе с последующим спеканием и отжигом в атмосфере кислорода при температуре 450 °С в течение 20 ч и медленным охлаждением в кислороде. Анализ элементного состава образца был проведен на основе микроанализа по специальной программе PHI-RHO-Z путем математической обработки характеристических рентгеновских энергодисперсионных спектров. Энергодисперсионные спектры (рис. 1) получены с помощью рентгеновского спектрометра с энергетической и волновой дисперсией типа JXA-8200, встроенного в сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) JEOL JSM 5910.

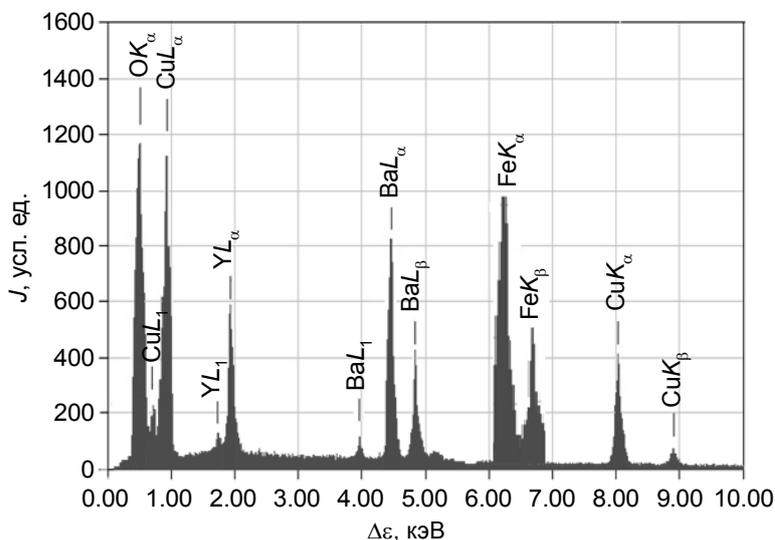


Рис. 1. Характеристические рентгеновские энергодисперсионные спектры $YBa_2Cu_{3-y}Fe_yO_{7-x}$

Как видно из рис. 1, получены пики OK_α , YL_α , $YL1$, BaL_α , $BaL1$, BaL_β , CuL_α , $CuL1$, CuK_α , CuK_β , FeK_α , FeK_β и определена энергия кванта рентгеновского излучения: $YL_\alpha - \Delta\varepsilon = 1.92$ кэВ; $BaL_\alpha - \Delta\varepsilon = 4.46$ кэВ; $CuL_\alpha - \Delta\varepsilon = 0.930$ кэВ; $OK_\alpha - \Delta\varepsilon = 0.525$ кэВ; $FeK_\alpha - \Delta\varepsilon = 6.38$ кэВ.

Исследование кристаллографических характеристик проводилось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6 с использованием CuK_α -излучения. Параметры кристаллической решетки определялись по центрам тяжести рефлексов ($00l$), профили которых измерялись поточечно с шагом $2\theta'$. При этом среднеквадратичная ошибка измерения интенсивности в каждой точке профиля рефлекса составляла 0.2%. Структурное совершенство образцов характеризовалось углами разориентации кристаллических осей a , b , c [4].

Измерения по определению критических температур и ширины сверхпроводящего перехода проводились стандартным четырехзондовым методом в интервале температур 77–100 К. Критическая температура сверхпроводящего перехода T_c определена по уровню $0.5\rho_{ab}(T)$ из температурных зависимостей удельного электросопротивления вблизи перехода сверхпроводящего состояния. Ширина сверхпроводящего перехода ΔT_c получена по разности уровней $0.9\rho_{ab}(T)$ и $0.1\rho_{ab}(T)$ [5].

Измерения проводили в исходном состоянии, в нагруженном состоянии и после снятия нагрузки. Установлено, что при указанном нагружении керамических образцов происходит снижение T_c на 6–12 К и увеличение ширины сверхпроводящего перехода на 3–4 К.

Для создания деформаций таблетки керамики, имеющие комнатную температуру, радиус $r = 3$ мм и толщину 2 мм, плотно вставлялись в разогретое на воздухе примерно до 600 К медное кольцо радиусом 7 мм и толщиной 2 мм. Затем система охлаждалась до комнатной температуры в течение ~ 2 мин. При этом в керамических образцах возникало напряженное состояние сжатия. По изменению размеров таблеток определялись деформации $\Delta r/r$, которые для различных случаев составляли 1–2%. Исходные образцы нагревались на воздухе в тех же условиях. После подобного нагрева не было зарегистрировано никаких изменений T_c . Снятие нагрузки не приводило к восстановлению исходных сверхпроводящих характеристик.

Обнаружено, что после указанного воздействия происходит увеличение ширины рентгеновских дифракционных линий. Рост ширины линий связан с увеличением микроискажений. После снятия нагрузки величина микроискажений уменьшается, но не достигает исходного уровня. Так, после нагружения, вызвавшего снижение T_c на 6 К и увеличение ширины перехода на 4 К, величина микроискажения возросла на $3.2 \cdot 10^{-4}$, а после снятия нагрузки уменьшилась на $1.9 \cdot 10^{-4}$. Следовательно, при нагружении и последующей разгрузке величина микроискажений увеличилась на $1.3 \cdot 10^{-4}$ по сравнению с исходным состоянием. Изменения ΔT_c при нагружении обусловлены увеличением микроискажений. Параметры элементарной ячейки: до нагружения – $a = 0.381$ нм, $b = 0.388$ нм, $c = 1.167$ нм; в нагруженном состоянии – $a = 0.383$ нм, $b = 0.389$ нм, $c = 1.169$ нм; после нагружения – $a = 0.382$ нм, $b = 0.387$ нм, $c = 1.168$ нм. Видно, что после нагружения происходит увеличение этих параметров, измеренных в направлении, перпендикулярном поверхности образцов. Определялось смещение центра тяжести дифракционной линии с $2\theta \approx 110^\circ$ при изменении угла наклона ϕ . Зависимости соответствующих межплоскостных расстояний d от $\sin^2\phi$ описываются прямыми линиями. Это свидетельствует о том, что в данном образце реализуется плоское напряженное состояние.

Неполное восстановление параметров элементарной ячейки при снятии нагрузки свидетельствует о появлении в керамике структурных дефектов, что и приводит к наблюдаемому снижению T_c . Структурные дефекты нарушают координацию в Cu–O-слоях и цепочках. Планарные дефекты, пересекающие Cu–O-слой, т.е. плоскости a – b кристаллов ВТСП, оказывают серьезное влияние на сверхпроводящие характеристики $YBaCuFeO$ [6]. Изменение параметров элементарной ячейки при снятии нагрузки следует соотносить с упругими деформациями. Во всех исследованных образцах независимо от уровня внешней деформации эти изменения были практически одинаковы. Снижение T_c при нагружении объясняется, в основном, возникающими пластическими деформациями, ΔT_c обусловлено ростом микроискажений при рассматриваемых воздействиях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Захарова Е. И. // Технические науки в России и за рубежом: материалы V Междунар. науч. конф. – М.: Буки-Веди, 2016. – С. 23–29.
2. Kamihara Y., Watanabe T., Hirano M., and Hosono H. // J. Am. Chem. Soc. – 2008. – V. 130. – P. 3296–3297.
3. Третьяков Ю. Д., Гудилин Е. А. // Успехи химии. – 2000. – Т. 69. – № 1. – С. 3–40.
4. Косьянов П. М. // Рентгенофизический анализ неорганических веществ сложного химического состава. – Тюмень: ТИУ, 2016. – 195 с.
5. Ибраев Н., Хуанбай Е. // Изв. вузов. Физика. – 2007. – Т. 50. – № 2. – С. 41–45.
6. Faiz M., Zhou X., et al. // J. Electron Spectrosc. Relat. Phenom. – 1999. – V. 101. – P. 707–711.

Поступило в редакцию 02.06.2021.

Карагандинский индустриальный университет, г. Темиртау, Республика Казахстан