

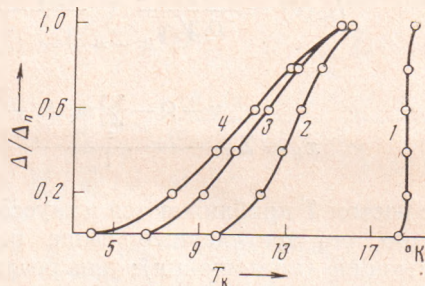
Член-корреспондент АН СССР Н. Е. АЛЕКСЕЕВСКИЙ,
академик Н. В. АГЕЕВ, В. Ф. ШАМРАЙ

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb_3Al — Nb_3Ge

Ранее было показано (¹), что в системе Nb_3Al — Nb_3Ge на кривой зависимости T_c от концентрации компонент наблюдается максимум. В результате соответствующей термообработки величина этого максимума, как это было показано рядом авторов (^{2, 5}), может быть поднята до значения, превышающего 20°K . Представляло интерес исследовать влияния механических деформаций на критическую температуру сплавов, состав которых лежал в области максимума T_c . Нами были проведены исследования влияния всестороннего сжатия на T_c и фазовый состав соединения $\text{Nb}_{12}\text{Al}_3\text{Ge}$, а также рассмотрен вопрос о влиянии одноосного сжатия, приводившего к разрушению образца, на характер кривой перехода в сверхпроводящее состояние.

Для приготовления образцов использовались ниобий чистоты 99,8%, алюминий чистоты 99,99% и германий чистоты 99,999%. Образцы плав-

Рис. 1. Кривые перехода в сверхпроводящее состояние образцов соединения $\text{Nb}_{12}\text{Al}_3\text{Ge}$. 1 — литой образец, 2 — под давлением 60 кбар, 3 — под давлением 100 кбар, 4 — образец, подвергнутый воздействию давления 100 кбар, затем давление снижено до 60 кбар



лись в дуговой печи с нерасходуемым электродом. Часть образца отжигалась при 750°C в течение 100 час. в отпаянной кварцевой ампуле, заполненной чистым гелием. Для исследования влияния давления на T_c , в области малых давлений (до 6 кбар) использовалась бомба из бериллиевой бронзы, применявшаяся нами ранее при изучении зависимости $T_c(P)$ для Bi_2K , а в области больших давлений — прибор, аналогичный описанному в (³), в котором давление создавалось по методу Бриджмена. Для разрушения одноосным сжатием использовался гидравлический пресс с максимальным усилием 150 т.

При давлении 6 кбар наблюдалось весьма малое обратимое смещение кривой в область более низких температур. Если из полученных данных оценить величину dT_c/dp , то она оказывается равной $3 \cdot 10^{-6}^\circ\text{K}/\text{кг}$.

На рис. 1 приведены кривые перехода, полученные при давлениях до 100 кбар. В отличие от области малых давлений, при давлениях 100 и более килобар наблюдается сильное размытие кривых перехода и необратимое смещение их в область более низких температур, при этом повторные измерения под давлением приводят к увеличению смещения и еще большему уширению кривой перехода.

В связи с тем, что необратимое смещение кривых перехода можно было приписать негидростатичности сжатия, были проведены измерения на образцах Re_{22}Re . В этом случае при давлении, примерно равном 100 кбар, наблюдалось смещение кривой перехода в область низких температур примерно на 1° , которое было полностью обратимо. В связи с этим можно считать, что результаты, полученные на образцах $\text{Nb}_{12}\text{Al}_3\text{Ge}$, являются следствием того, что при давлениях порядка 100 кбар происходит распад соединений $\text{Nb}_{12}\text{Al}_3\text{Ge}$. Подобное явление наблюдалось при значительно меньших давлениях на Au_2Bi (4).

Рентгеновское исследование фазового состава образца (измерявшегося при давлении 100 кбар) показало, что в этом образце появились фазы твердого раствора с о.ц.к.-решеткой на основе ниобия и соединения Nb_2Al .

На рис. 2 приведены кривые перехода, полученные на образце, разрушенном одноосным сжатием при давлении 20 т/см^2 (кривая 2), и порошке, приготовленном шлифовкой литого образца (кривая 3). Эти кривые также размыты и сдвинуты в область низких температур по сравнению с исходным образцом. Они подобны кривым, полученным нами ранее на порошках различной дисперсности (см. (5), рис. 3).

На образцах, подвергнутых разрушению одноосным сжатием, были проведены также структурные исследования, определен параметр решетки, изучено состояние субструктуры, а также (на некоторых образцах) исследовано упорядочение по положениям $6(c)$. Упорядоченность по $2(a)$ не изучалась, поскольку интенсивность сверхструктурной линии (311) в этих образцах была слишком низкой.

На основании проведенных исследований можно заключить, что у образцов, подвергнутых механическому разрушению, наблюдается небольшое увеличение параметра решетки, в то время как степень порядка по $6(c)$, определяемая по семи дифракционным максимумам, имела то же

значение, что и у недеформированного образца и составляла $\sim 92\%$. В связи с тем, что размытие кривой перехода в сверхпроводящее состояние, наблюдавшееся на образцах, подвергнутых механическому разрушению, сопровождалось размытием рентгеновских дифракционных максимумов, что указывало на изменение состояния субструктуры, было проведено исследование субструктуры этих образцов. Для исследования субструктуры был использован метод аппроксимации по интегральной ширине рентгеновской линии (для пары линий (200) и (610)).

Для исследования субструктуры порошка, полученного шлифовкой, использовался также метод гармонического анализа формы линии. В этом случае изучалась форма линий (200), (110) и (222), соответствующих кристаллографическим плоскостям, перпендикулярным направлениям основных компонент тензора деформаций в кубическом кристалле.

На основании проведенных исследований субструктуры можно заключить, что при разрушении образца одноосным сжатием, происходит измельчение блоков мозаики, величина которых становится примерно равной $400 \text{ \AA}$, при этом напряжения второго рода практически отсутствуют.

Следует отметить, что для порошка, полученного шлифовкой, также наблюдается измельчение блоков мозаики, а напряжения второго рода

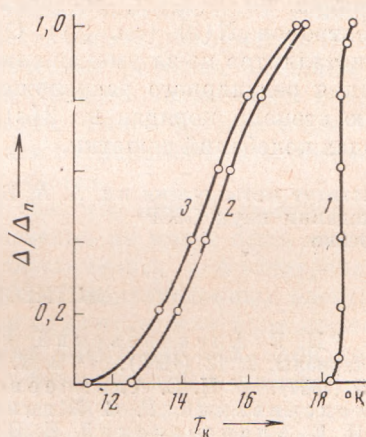


Рис. 2. Кривые перехода в сверхпроводящее состояние образцов $\text{Nb}_{12}\text{Al}_3\text{Ge}$. 1 — литой образец, 2 — образец, разрушенный сжатием при нагрузке 20 т/см^2 , 3 — порошок, полученный шлифовкой литого образца

$\Delta a/a \approx 1 \cdot 10^{-3}$. Эти данные указывают на возникновение напряжений при шлифовке, которые проникают на глубину 0,2–0,4 мм, о чем свидетельствует изменение формы рентгеновской линии при травлении.

Проведенные исследования показали, что при относительно малом всестороннем сжатии (до 6 кбар) критическая температура образцов $\text{Nb}_{12}\text{Al}_3\text{Ge}$ слегка падает, при этом уменьшение T_c является обратимым. В области больших давлений происходит сильное необратимое размытие кривой перехода с уменьшением T_c , вызванное распадом образца, что, вероятно, является следствием уменьшения стабильности системы при уменьшении межатомных расстояний. Разрушение одноосным сжатием также вызывает уменьшение T_c и размытие кривой перехода, что, по-видимому, происходит из-за уменьшения, размеров блоков когерентного рассеяния и небольшого увеличения параметра решетки. В этом случае распад соединения, по-видимому, не наблюдается. Уменьшение размеров блоков когерентного рассеяния не сопровождается изменением степени порядка по $6(c)$ и, следовательно, не изменяет плотность состояний электронов $N(0)$ (см. ⁽⁶⁾). Однако увеличение суммарной поверхности кристаллитов из-за уменьшения их размеров может привести (из-за нарушения регулярного расположения атомов в граничном слое) к уменьшению степени порядка по $2(a)$, что должно сказаться на низкочастотных модах колебаний решетки.

Институт металлургии им. А. А. Байкова
Академии наук СССР
Москва

Поступило
19 I 1973

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Н. Е. Алексеевский, Н. В. Агеев, В. Ф. Шамрий, Неорганические материалы, 2, 12 (1966). ² В. Т. Matthias, T. H. Geballe et al., Science, 156, 645 (1967). ³ Н. Е. Алексеевский, Письма ЖЭТФ, 9, 10, 571 (1969). ⁴ Н. Е. Алексеевский, Г. С. Жданов, Н. Н. Журавлев, ЖЭТФ, 25, 123 (1953). ⁵ Н. Е. Алексеевский, Н. В. Агеев и др., Письма ЖЭТФ, 9, № 1 (1969). ⁶ P. Spitzli, R. F. Flukiger et al., J. Phys. Chem. Solids, 31, 1531 (1970).