

для чистого кристалла (рис. 3). Наличие термического отжига после окончания процесса облучения и стабилизация изменений характеристик с ростом дозы, свидетельствующая о достижении стационарной концентрации дефектов, позволяют сделать вывод, что в паразлектрической фазе в кристаллах ДГН параллельно с генерацией дефектов протекает интенсивный процесс их рекомбинации. В результате кристаллы ДГН при комнатной температуре довольно устойчивы к воздействию γ -излучения. Сравнение с данными по облучению кристаллов ТГС [6, 8] и КДР [9] показывает, что в паразлектрической фазе кристаллы с водородными связями проявляют большую устойчивость по отношению к воздействию излучения, чем в сегнетоэлектрической фазе.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Pepinsky R., Vedam K., Hoshino S., Okaya Y. // Phys. Rev. 1958. 111, N 2. P. 430—432. [2] Sato S. // J. Phys. Soc. Japan. 1968. 25, N 1. P. 185—201. [3] Игошин И. П. // ФТТ. 1984. 26, № 4. С. 985—988. [4] Тараскин С. А., Струков Б. А., Савилова З. В., Варикаш В. М. // Изв. АН СССР. сер. физ. 1984. 48, № 2. С. 268—271. [5] Струков Б. А., Савилова З. В., Тараскин С. А., Варикаш В. М. // ФТТ. 1986. 28, № 3. С. 733—738. [6] Федорихин В. А. Дис. ... канд. физ.-мат. наук. М., 1981. [7] Леванюк А. П., Осипов В. В., Сигов А. С., Собянин А. С. // ЖЭТФ. 1979. 76, № 1. С. 345—368. [8] Alemany C., Mendiola J., Jimenez V., Mauger E. // Ferroelectrics. 1973. 5, N 1—2. P. 11—15. [9] Пешиков Е. В. // Кристаллография. 1971. 16, № 5. С. 947—951.

Поступила в редакцию
11.12.86

ВЕСТН. МОСК. УН-ТА. СЕР. 3, ФИЗИКА. АСТРОНОМИЯ. 1987. Т. 28, № 4

УДК 539.213

ПРИРОДА МИКРОГЕТЕРОГЕННОСТИ АМОРФНОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$

Г. С. Жданов, Н. А. Хатанова, А. Р. Алтынбаева

(кафедра физики твердого тела)

Изучению структуры аморфных металлических сплавов в последние годы посвящено большое количество работ [1—3], однако полной ясности в этом вопросе все еще нет. Аморфная структура описывается в представлениях топологического и композиционного ближнего порядка [1]. Топологический ближний порядок в расположении атомов характеризуется набором наиболее вероятных межатомных расстояний R_i , определяемых при переходе от интенсивностей и положений диффузных гало к функции радиального распределения. Композиционный ближний порядок можно связать с упорядочением атомов разного сорта внутри локальных областей сплава — кластеров, наличие которых приводит к композиционной микрогетерогенности аморфной структуры [4]. В работе [5] методом машинного моделирования было показано и экспериментально подтверждено на сплавах $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{38}\text{Mo}_4\text{V}_{18}$ и $\text{Cu}_{50}\text{Ti}_{50}$, что такая композиционная микрогетерогенность, связанная с присутствием в аморфном сплаве кластеров размерами 8—15 Å, независимо от типа упорядочения, приводит к появлению на кривых интенсивностей преика в области углов рассеяния до первого интенсивного диффузного гало.

В данной работе проведено изучение особенностей аморфной структуры и природы микрогетерогенности в аморфном сплаве $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$.

Аморфный сплав $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$ в виде лент толщиной 50—60 мкм и шириной 2,5 мм был получен методом сверхбыстрой закалки расплава. Рентгеновский анализ проводился фотометодом на молибденовом излучении, монохроматизированном изогнутым кристаллом топаза. Для оценки интенсивностей применялось фотометрирование рентгенограмм на микрофотометре МФ-4. Изучение структуры локальных областей аморфного сплава проводилось методом дифракционной электронной микроскопии.

На рис. 1, а и б приведены рентгенограммы сплава $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$ после выдерживания при комнатной температуре в течение одного года и трех лет соответственно. После выдерживания в течение одного года на рентгенограмме выявляются диффузные гало с убывающими интенсивностями по мере возрастания угла рассеяния (см. рис. 1, а), что указывает на «рентгеновскую» аморфность сплава. Выдерживание в течение трех лет делает сплав частично кристаллическим, и на рентгенограмме кроме

характерных для аморфной фазы диффузных гало четко выделяются дифракционные линии кристаллической фазы (см. рис. 1, б).

Согласно диаграмме состояний для системы Cu—Zr [6] в сплаве $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$ при кристаллизации должны образоваться две фазы: $\text{CuZr}_2 + \text{CuZr}$. Но фаза CuZr является высокотемпературной [7] и при 712°C [8] распадается на две: $\text{CuZr} \rightarrow \text{CuZr}_2 + \text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$. В аморфном сплаве $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$ эти фазы кристаллизуются при 450 и 360°C соответственно [9]. Выявленные нами на рентгенограмме после трех лет выдерживания дифракционные линии принадлежат стабильной кристаллической фазе CuZr_2 , имеющей объемноцентрированную тетрагональную решетку с параметрами $a=3,22 \text{ \AA}$ и $c=11,18 \text{ \AA}$. Фаза $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ не идентифицируется, так как при небольших ее количествах из

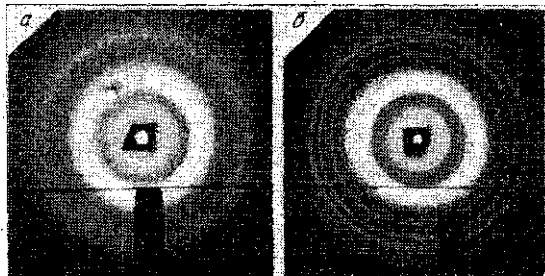


Рис. 1. Рентгенограммы аморфного сплава $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$ после одного года (а) и трех лет (б) выдерживания при комнатной температуре

трех самых сильных линий две совпадают с линиями от CuZr_2 , а третья — с диффузным гало. Ее удалось обнаружить лишь после отжига в течение 2 ч при 550°C , который привел к полной кристаллизации аморфного сплава с образованием

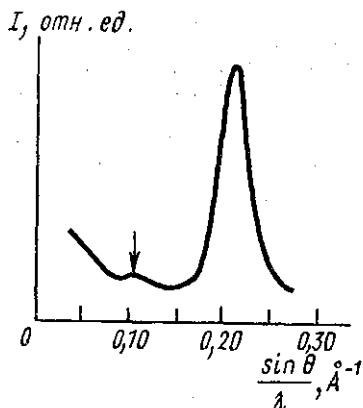


Рис. 2. Микрофотометрическая кривая интенсивности рассеяния рентгеновских лучей от сплава $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$ после трех лет выдерживания (стрелкой указано положение префика)

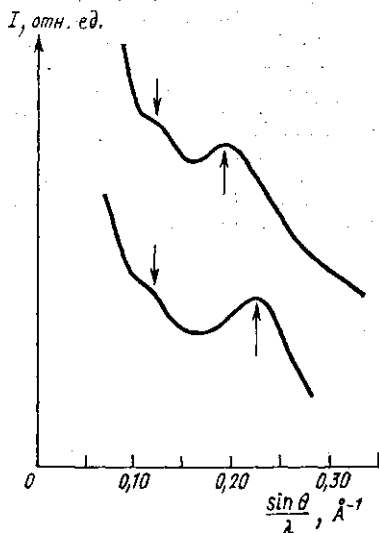


Рис. 3. Микрофотометрические кривые рассеяния электронов, полученные от разных областей аморфной фазы после трех лет выдерживания сплава $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$. Стрелками, направленными вверх, показаны положения первых диффузных гало, стрелками, направленными вниз, — положение префика

в основном кристаллической фазы CuZr_2 и фазы $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ в количестве, достаточном для выявления рентгеновским методом.

Для установления композиционной микрогетерогенности в аморфной фазе (наличие кластеров) после трех лет старения была получена кривая интенсивности I рассеяния в области значений $\sin \theta / \lambda$ до первого интенсивного диффузного гало

(рис. 2), которая позволила выявить префик при $\sin \theta/\lambda \sim 0,1 \text{ \AA}^{-1}$. Согласно работе [5], такое положение префика соответствует наличию кластеров размерами 10—12 Å.

Структура аморфного сплава $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$ после трех лет выдерживания изучалась также методами электронной дифракционной микроскопии. Малое сечение электронного пучка ($\sim 2 \text{ мкм}$) позволило регистрировать рассеяние электронов от кристаллической и аморфной фаз отдельно. На микроэлектроннограммах обнаружено два близко расположенных диффузных гало, которые соответствуют двум видам топологического ближнего порядка. Результаты фотометрирования таких электроннограмм представлены на рис. 3, где в одном случае (а) первое диффузное гало расположено при $(\sin \theta/\lambda)_1^2 = 0,19 \text{ \AA}^{-1}$, а в другом (б) — при $(\sin \theta/\lambda)_1^2 = 0,22 \text{ \AA}^{-1}$. Отсутствие изображений кристаллов возможных фаз на темнопольных снимках, сформированных каждым из этих двух диффузных гало, показало, что оба они появляются в результате рассеяния от полностью аморфных областей. Кроме того, на обеих кривых рассеяния виден слабо выраженный префик. Полученный результат свидетельствует о сложной природе микрогетерогенности данного аморфного сплава. Помимо композиционной микрогетерогенности наблюдаются два типа топологического ближнего порядка, каждый из которых характеризуется своим значением наиболее вероятного межатомного расстояния $R_1^1 = 3,2 \text{ \AA}$ и $R_1^2 = 2,8 \text{ \AA}$, рассчитанных по положениям первых диффузных гало.

Таким образом, естественное старение аморфного сплава $\text{Cu}_{35}\text{Zr}_{65}$, связанное с очень медленно протекающими процессами кристаллизации, позволило обнаружить в аморфной фазе не только наличие кластеров, но и микрогетерогенность топологического ближнего порядка.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Скрышевский А. Ф. Структурный анализ жидкостей и аморфных тел. М., 1980. [2] Скаков Ю. А., Крапошин В. С. // Итоги науки и техники. Сер. Металловедение и термическая обработка. 1980. Т. 13. С. 3—27. [3] Металлические стекла. / Под ред. Г. И. Гонтеродта и Г. Бека. М., 1983. Ч. 1. [4] Хатанова Н. А., Камзеева Е. Е. // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 3, Физ. Астрон. 1984. 25, № 4. С. 97—99. [5] Жданов Г. С., Камзеева Е. Е., Хатанова Н. А. Деп. ВИНТИ № 1070-В86. М., 1986. [6] Полухин В. А., Ватолин Н. А. Моделирование аморфных металлов. М., 1985. [7] Garoche P., Bigot J. // Phys. Rev. 1983. B28, N 12. P. 6885—6895. [8] Carvalho E. M., Harris J. K. // J. Materials Sci. 1980. 15. P. 1224—1230. [9] Schulz R., Samwer K., Johnson W. L. // J. Non-Crist. Sol. 1984. 61—62. P. 997—1002.

Поступила в редакцию
05.01.87