

УДК 539.213

МИКРОГЕТЕРОГЕННОСТЬ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Н. А. Хатанова, Е. Е. Камзеева

(кафедра физики твердого тела)

В настоящее время интенсивно исследуется структура аморфных сплавов, полученных различными способами [1—3]. Для использования аморфных сплавов важна их термическая стабильность, которая должна быть тем большей, чем более равномерно распределены в них атомы металлоида. Концентрационная неоднородность их способствует более быстрому зарождению в местах повышенного содержания металлоида боридных, фосфидных и карбидных фаз. Поэтому пути повышения температуры кристаллизации могут быть найдены после изучения структуры аморфных сплавов.

В данной работе излагаются результаты исследования структуры аморфных сплавов $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{38}\text{Mo}_4\text{V}_{18}$, $\text{Fe}_{33}\text{Ni}_{37}\text{Cr}_9\text{Mo}_3\text{V}_{18}$, $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$ и $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$, полученных быстрой закалкой расплава на вращающийся медный барабан со скоростью вращения больше критической, необходимой для образования полностью аморфного сплава. Образцы представляли собой ленты толщиной 30—50 мкм. Исследование структуры проводилось с помощью рентгеноструктурного анализа в камере РКСО [4] на излучении K_α Mo, а также электронной микроскопии и микродифракции электронов в электронном микроскопе BS-613 при ускоряющем напряжении 80 кВ. Образцы для электронной микроскопии полировались химически в 50%-ном водном растворе HNO_3 и электролитически в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте.

На рентгенограммах всех сплавов наблюдаются только диффузные гало (рис. 1, а), что говорит об аморфной структуре лент. Соотношение интенсивности наблюдаемых трех гало следующее: 1) слабое, 2) очень сильное, 3) очень слабое. Это существенно отличается от монотонного убывания с увеличением угла рассеяния интенсивности гало, характерного для большинства одноатомных жидкостей и аморфных тел [5], когда самым интенсивным является первое гало. Это отличие указывает на более сложную атомную структуру исследуемых аморфных лент. Для более детального ее изучения макроскопический метод рентгеновской дифракции был применен в сочетании с методом микродифракции электронов, обладающим высокой степенью локальности, которая обусловлена двумя факторами — малой толщиной используемых пленок ($d_e \approx 1000 \text{ \AA}$) и малостью сечения первичного электронного пучка ($2r_e \approx 2 \text{ мкм}$). Локальность метода микродифракции определяется отношением объемов v_e и v_x облучаемых областей при использовании электронной и рентгеновской дифракции:

$$\frac{v_e}{v_x} = \frac{r_e^2 d_e}{r_x^2 d_x}$$

где r_x — радиус рентгеновского пучка на образце, $d_x \approx 50 \text{ мкм}$. Просвечиваемые объемы равны соответственно $v_x \approx 3 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^3$, $v_e \approx 3 \cdot 10^{-10} \text{ мм}^3$, откуда их отношение — мера локальности — равно $\sim 10^{-8}$.

На рис. 1, б показана одна из большого числа полученных нами картин микродифракции электронов, качественно повторяющая картину рентгеновской дифракции. На ней также видны только диффузные гало, что дополнительно подтверждает заключение об аморфной структуре исследуемых лент. Интенсивность первого гало также меньше интенсивности следующего, второго гало. Такие электронограммы с тремя диффузными кольцами получались не всегда, а только от отдельных микрообластей образца. Анализ электронограмм показал количественные различия по сравнению с рентгенограммами, заклю-

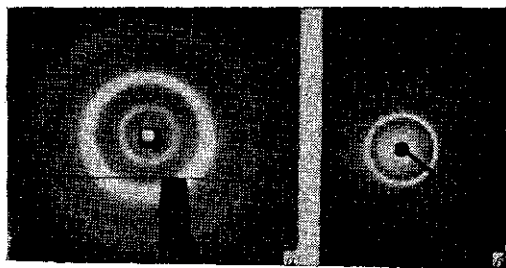


Рис. 1. Рентгенограмма аморфного сплава $\text{Fe}_{37}\text{Ni}_{33}\text{Cr}_9\text{Mo}_3\text{B}_{18}$ (а) и электронограмма аморфного сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{38}\text{Mo}_4\text{B}_{18}$ (б)

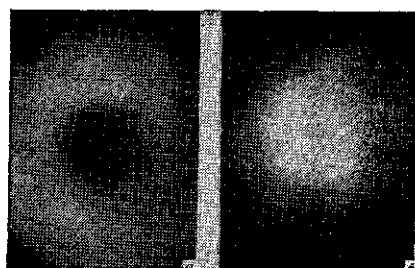


Рис. 2. Темнопольные электронномикроскопические микрофотографии сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{38}\text{Mo}_4\text{B}_{18}$, сформированные частью первого гало (б) и частью второго гало (а)

чающиеся в том, что 1) разность интенсивностей первого и второго гало несколько сглаживается, 2) для электронограмм, полученных от различных участков лент, она не остается постоянной. Эти различия мы объясняем локальностью метода. Методом темнопольной электронной микроскопии [6] установлено, что первое и второе диффузные гало формируются разными участками облучаемого микрообъема. На рис. 2, б приведен темнопольный снимок, сформированный частью первого гало, со светящейся наиболее тонкой центральной частью облучаемого участка, в то время как на темнопольном снимке, сформированном частью второго гало (рис. 2, а), светятся более толстые края, окаймляющие центральную часть. Это показывает, что первое гало появляется в результате рассеяния на микрообластях, а второе является результатом рассеяния на матрице, в которой эти микрообласти распределены.

В соответствии с описанной моделью дифракционная картина представляет собой сумму дифракционных картин от двух различных неупорядоченных распределений атомов — микрообластей и матрицы. По рентгенограммам из угла рассеяния наиболее интенсивного гало от матрицы ($\theta \cong 10^\circ$) определен радиус первой координационной сферы для основной (преобладающей по массе рассеивающего вещества) матричной аморфной структуры, равный $\sim 2,5$ Å, что близко к сумме атомных радиусов металлов, содержащихся в матрице исследуемых сплавов. Из угла рассеяния гало под углом $\sim 6^\circ$ определен радиус первой координационной сферы для микрообластей, равный ~ 4 Å.

На основании полученных значений радиусов координационных сфер можно предположить, что обнаруженные и описанные выше микронеоднородности представляют собой локальные области сплавов, обогащенные атомами металлоидов, которые вкраплены в матрицу,

обедненную ими по сравнению со средней их концентрацией в сплавах. Масса рассеивающего вещества (металла), содержащегося в микрообластях, вызывающих неоднородность, меньше, чем в матрице, и вследствие повышенного содержания в них металлоидов удельная рассеивающая способность их меньше, чем и объясняется малая интенсивность соответствующего диффузного гало на дифракционных картинах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Hajdu F. Phys. status solidi, 1980, A60, N 2, p. 365. [2] Кяшкин В. М., Жданов Г. С., Миркин Л. И. ДАН СССР, 1979, 249, № 5, с. 1118. [3] Кацнельсон А. А. и др. Письма в ЖТФ, 1982, № 17, с. 1072. [4] Уманский М. М. Аппаратура рентгеноструктурных исследований. М.: Физматгиз, 1960. [5] Скрышевский А. Ф. Структурный анализ жидкостей и аморфных тел. М.: Высшая школа, 1980. [6] Хатанова Н. А. Введение в просвечивающую электронную микроскопию твердых тел и биологических объектов. М.: Изд-во МГУ, 1983.

Поступила в редакцию
18.11.83