

- [4] Алиев Р. А., Аллахвердиев К. Р., Баранов А. И. и др. ФТТ, 1984, т. 26, № 5, с. 1271—1276.  
 [5] Банис Ю., Брилингас А., Григас Й., Гусейнов Г. Д. ФТТ, 1987, т. 29, № 11, с. 3324—3329.  
 [6] Müller V. D., Hahn H. Z. anorg. Chem., 1978, vol. 438, p. 258—272.  
 [7] Bachman R., DiSalvo F. J. Jr., Gebolle T. H. et al. Приборы для науч. исслед., 1972, № 2, с. 21—31.  
 [8] Александров В. В., Борзяк А. Н., Новиков И. И. В кн.: Физико-механические и теплофизические свойства металлов. М.: Наука, 1976, с. 22—31.  
 [9] Sullivan P. F., Seidel G. Phys. Rev., 1968, vol. 173, N 3, p. 679—685.  
 [10] Головки В. А., Леванюк А. П. ФТТ, 1981, т. 23, № 10, с. 3170—3178.

Институт физики АН АзССР  
Баку

Поступило в Редакцию  
18 мая 1988 г.

УДК 669.15.781.25 : 620.181

Физика твердого тела, том 30, в. 10, 1988  
Solid State Physics, vol. 30, № 10, 1988

## ЭВОЛЮЦИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО СПЛАВА $Fe_{83}V_7P_{10}$ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

А. С. Аронин, Н. П. Кобелев, А. В. Серебряков, Я. М. Соифер

Проблема стабильности физических (в том числе упругих) свойств является ключевой при использовании металлических стекол в современной технике, и ее решение связано с пониманием физической природы механизмов, определяющих эволюцию этих свойств с температурой. В последнее время уже появился ряд работ [1, 2], посвященных исследованиям изменений упругих свойств, обусловленных процессами структурной релаксации металлических стекол; получен ряд интересных экспериментальных результатов, однако до полного понимания физики явления еще далеко.

В данной работе представлены результаты изучения эволюции с температурой упругих свойств аморфного ферромагнитного сплава  $Fe_{83}V_7P_{10}$ , полученного закалкой из жидкого состояния; при этом измерение упругих свойств производилось не только после соответствующих отжигов, но и непосредственно во время изменения температуры.

### Методика измерений

Методами возбуждения изгибных (частоты  $\sim 100 \div 300$  Гц) и продольных ( $\sim 100 \div 200$  кГц) колебаний измерялась резонансная частота образца  $f$  ( $f^2 \sim E$ , где  $E$  — модуль Юнга). Оба метода ранее описаны в [3]. Из исходной аморфной ленты готовились образцы размерами  $(10-20) \times 1 \times 0.03$  мм. Эксперименты проводились следующим образом. Образцы подвергались последовательным отжигам в течение 1 ч при возрастающих, вплоть до температуры кристаллизации, температурах. До и после каждого отжига измерялись резонансные частоты образца при комнатной температуре. Поскольку исследуемый материал является магнитострикционным и величина эффективного упругого модуля зависит от магнитного поля, снималась зависимость  $f$  от  $H$  и за величину, пропорциональную чисто упругому модулю, принималось значение  $f_s^2$  в насыщающем магнитном поле. На вставке к рис. 1 показаны характерные зависимости  $f^2(H)$  после серии различных отжигов, откуда видно, что при  $H > 2 \cdot 10^3$  А/м  $f^2$  можно считать не зависящей от  $H$  и определяемой только упругим модулем.

Исследовалась также кинетика изменения упругих свойств аморфного сплава при отжиге непосредственно в установке (методом изгибных колебаний).

На рис. 1 показана зависимость  $f_s^2$  от температуры отжига (измерения выполнены при комнатной температуре методом изгибных колебаний). Полученная зависимость  $f_s^2$  от  $T$  имеет весьма характерный вид, и на ней можно выделить две области изменения модуля: 1) в диапазоне температур отжига между 100 и 300 °С и 2) выше 350 °С. Первый участок характеризуется относительно резким подъемом в районе 100—200 °С и довольно медленным изменением после отжигов 250—300 °С. Второй участок характеризуется резким возрастанием модуля после ~350 °С. Аналогичные результаты были получены на тех же образцах и при измерениях методом

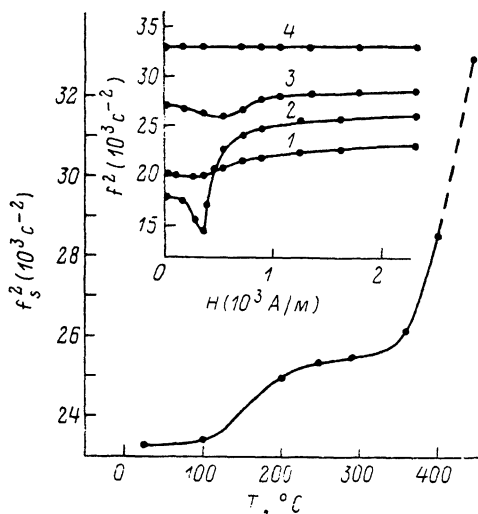


Рис. 1. Зависимость величины  $f_s^2$ , измеренной при комнатной температуре, от температуры отжига. Изгибные колебания.

На вставке — зависимость  $f_s^2$  от магнитного поля в образце после серии различных отжигов. 1 — исходный образец; 2, 3, 4 — отжиг при 370, 405 и 450 °С соответственно.

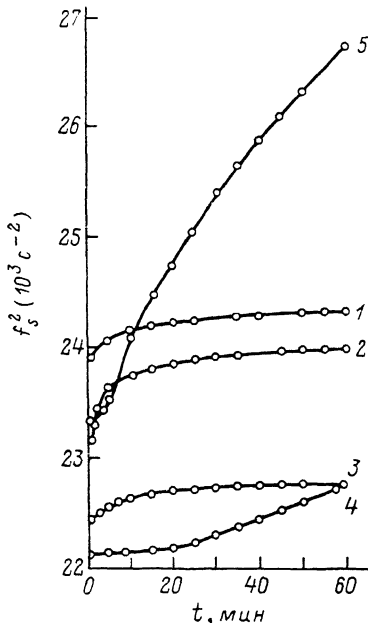


Рис. 2. Изменение квадрата резонансной частоты образца от времени в процессе отжига при  $T=200$  (1), 250 (2), 290 (3), 370 (4) и 405 °С (5). Изгибные колебания.

возбуждения продольных колебаний. После отжига при 450 °С в течение 1 ч происходит, по данным рентгеноструктурного анализа, полная кристаллизация образца. В то же время при отжиге в течение часа до температур ~400 °С образец остается аморфным.

Подобного рода двухстадийность эволюции упругих свойств с температурой проявляется и при измерениях  $f_s^2$  непосредственно в процессе выдержки при заданной температуре (рис. 2). Как видно из этого рисунка, до температур отжига ~300 °С кривые изменения  $f_s^2(t)$  характеризуются относительно резким изменением в начале и более медленным (с тенденцией к насыщению) изменением в конце выдержки при данной температуре. Кривые  $f_s^2(t)$ , снятые при 370 °С и выше, демонстрируют отсутствие заметного уменьшения темпа возрастания модуля со временем, который резко увеличивается с ростом температуры отжига.

### Обсуждение

Одно из возможных объяснений двухступенчатого характера процесса можно дать на основе представлений, развиваемых в рамках кластерной модели структуры аморфных сплавов, названной «кластер в оболочке» [4, 5]. В соответствии с этой моделью эволюция структуры аморфных

сплавов металл—металлоид протекает в несколько стадий. Первая из них — рост из металлического твердого раствора и «столкновение» упорядоченных кластеров типа  $Me_3Mt$ . Предполагается, что из-за жестко ориентированных связей удельная энергия поверхности раздела кластер / кластер заметно выше, чем поверхности раздела кластер / металлический твердый раствор. Поэтому на конечном этапе этой стадии между кластерами может оставаться прослойка из твердого раствора и каждый кластер при этом выглядит как бы «завернутым» в оболочку из этого раствора. То обстоятельство, что оболочка расположена между кластерами с различной ориентацией и структурой, отличной от той, которую образует при кристаллизации твердый раствор, способствует сохранению твердого раствора в оболочке в неупорядоченном состоянии. При определенном соотношении между составляющими свободной энергии системы дальнейший рост кластеров за счет твердого раствора может оказаться энергетически невыгодным и сформированное состояние может вести себя как метастабильное до температур, когда становится возможным протекание второй стадии — коалесценции кластеров, — связанной с растворением более мелких и ростом за их счет более крупных кластеров. Представляется весьма вероятным, что энергия активации процесса коалесценции кластеров выше энергии активации процесса их роста из твердого раствора, в частности, потому, что коалесценция связана с диссоциацией соединения в растворяющихся кластерах. Если это так, то процессы должны быть разделены по температуре.

Таким образом, первой стадии (рис. 1, 100—300 °C) может соответствовать процесс образования из твердого раствора и роста кластеров, упорядоченных по типу  $Fe_3P_{0.5}V_{0.5}$ , «завернутых» в оболочку из неупорядоченного твердого раствора на основе Fe, поскольку именно  $\alpha$ -Fe и  $Fe_3P_{0.5}V_{0.5}$  образуются при кристаллизации этого сплава. Вторая стадия, связанная с коалесценцией этих кластеров, начинается при повышении температуры отжига выше 350 °C и продолжается до кристаллизации. Следует обратить внимание, что при росте  $f_s^2$  с температурой в интервале температур 370—450 °C не обнаружено никаких особенностей, связанных с кристаллизацией. Это означает, что свойства локальных областей аморфного сплава соответствуют макроскопическим свойствам закристаллизовавшегося сплава  $Fe_{83}P_{10}V_7$ . Аналогичное отсутствие особенностей, связанных с кристаллизацией, наблюдалось при измерении магнитострикции в сплаве  $Co_{80}Nb_8V_{12}$  [6]. Такая зависимость  $f_s^2$  от температуры отжига вполне согласуется с предположением, что на второй стадии (рис. 1) идут процессы коалесценции и дальнейшего упорядочения кластеров типа  $\alpha$ -Fe и  $Fe_3(P, V)$ , приводящие к образованию кристаллических фаз  $\alpha$ -Fe и  $Fe_3(P, V)$ .

#### Л и т е р а т у р а

- [1] *Filipecki J., van den Beukel A.* Scripta Met., 1987, vol. 21, N 8, p. 1111—1113.
- [2] *Van den Beukel A., Huizer F.* Scripta Met., 1985, vol. 19, N 11, p. 1327—1330.
- [3] *Кобелев Н. П., Сойфер Я. М., Штейнберг В. Г.* ФТТ, 1987, т. 29, № 8, с. 2294—2297.
- [4] *Serebryakov A. V.* Magnetic properties of amorphous metals. Elsevier Science Publishers B. X., 1987, p. 284—286.
- [5] *Абросимова Г. Е., Аронин А. С., Серебряков А. В.* ФТТ, 1987, т. 29, № 6, с. 1901—1903.
- [6] *Madurga V., Barandiaran J. M., Vazquez M. et al.* J. Appl. Phys., 1987, vol. 61, N 8, pt IIA, p. 3228—3230.

Институт физики твердого тела АН СССР  
Черноголовка  
Московская область

Поступило в Редакцию  
18 мая 1988 г.