

Такое разупорядочение поверхностного слоя Al при температуре ниже температуры плавления можно рассматривать как начинающееся плавление верхнего слоя. Эти данные согласуются с результатами экспериментальной работы [1] и показы-

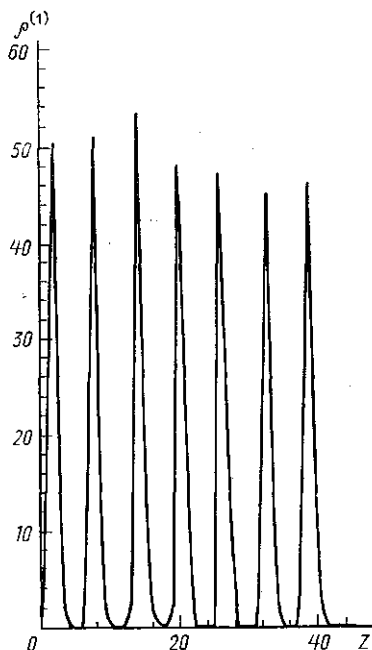


Рис. 2. ОФР (проекция на ось Z) Al (100) при 600 К. При 300 К картина почти такая же

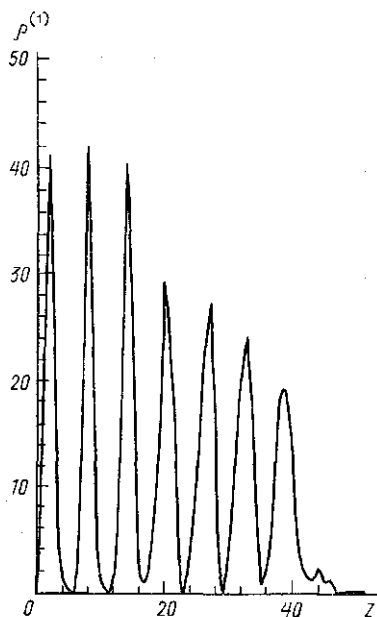


Рис. 3. ОФР (проекция на ось Z) Al (100) при 800 К

вают, что моделирование структуры поверхности Al в рамках метода молекулярной динамики вполне возможно при использовании псевдопотенциала типа Хейне—Абаренкова—Анималу.

ЛИТЕРАТУРА

[1] von Blackenhagen P., Schommers W., Voegelé V.//J. Vac. Sci. Technol. 1987. A5. P. 649. [2] Schommers W.//Int. J. Mod. Phys. 1990. B4. N 4. P. 525. [3] Carnevali P., Ercolessi F., Tasatti E.//Phys. Rev. 1987. B36. P. 6701. [4] Stoltze P., Norskov J. K., Landman U.//Phys. Rev. Lett. 1988. 61. P. 440. [5] Силов В. М. Таблицы формфакторов псевдопотенциала Анималу: Деп. ВИНТИ № 1171-76. М., 1976. [6] Хеерман Д. В. Методы компьютерного эксперимента в теоретической физике. М., 1990.

Поступила в редакцию
24.12.93

ВЕСТН. МОСК. УН-ТА. СЕР. 3, ФИЗИКА. АСТРОНОМИЯ. 1994. Т. 35, № 5

УДК 548.74

РАВНОВЕСНАЯ ДИАГРАММА СОСТОЯНИЙ СИСТЕМЫ Pr—Fe НИЖЕ ЭВТЕКТИЧЕСКОЙ ТОЧКИ ПО ДАННЫМ ЭЛЕКТРОННОЙ ДИФРАКЦИИ

А. С. Илюшин, Н. А. Хатанова, Е. А. Рыкова

(кафедра физики твердого тела)

Методом дифракции электронов в отожженных сплавах Pr—25 ат. % Fe и Pr—77 ат. % Fe выявлены равновесные фазы соответственно $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$ и $\alpha\text{-Pr}$. Достоверность образования фаз подтверждена анализом с использованием структурно-ори-

ентационных соотношений и матричных уравнений, связывающих равновесную фазу $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$ и когерентные с ней метастабильные фазы $\text{PrFe}_2\text{C14}$ и $\text{PrFe}_2\text{C15}$. Сделан вывод о том, что на равновесной диаграмме состояний системы $\text{Pr}-\text{Fe}$ ниже эвтектической точки со стороны Pr имеется одна двухфазная область $\alpha\text{-Pr}+\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$.

Равновесная диаграмма состояний системы $\text{Pr}-\text{Fe}$ до настоящего времени окончательно не установлена. Равновесная диаграмма, приведенная в [1], содержит со стороны Pr ниже эвтектической точки две двухфазные области: $\alpha\text{-Pr}+\text{PrFe}_2$ и $\text{PrFe}_2+\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$. Нами рентгеновским методом было показано [2], что в равновесном состоянии имеется одна двухфазная область $\alpha\text{-Pr}+\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$, а фазы PrFe_2 типа фаз Лавеса C14 и C15 являются неравновесными, с очень длительной метастабильностью. Но рентгеновский метод дает статистически усредненную по всему объему объекта дифракционную картину, полученную от всех фаз многофазного образца. Поэтому целесообразно прибегнуть к методу дифракции электронов, где используется тонкий пучок микронных сечений, что позволяет получать точечную дифракцию от каждой из фаз в отдельности. Целью данной работы было установление методом дифракции электронов типа двухфазной области в системе $\text{Pr}-\text{Fe}$ ниже эвтектической точки в равновесном состоянии.

Для исследования были выбраны сплавы $\text{Pr}-25$ ат. % Fe и $\text{Pr}-77$ ат. % Fe , принадлежащие по [1] соответственно двухфазным областям $\alpha\text{-Pr}+\text{PrFe}_2$ и $\text{PrFe}_2+\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$, а по [2] — двухфазной области $\alpha\text{-Pr}+\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$.

Сплавы $\text{Pr}-\text{Fe}$ были получены в дуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом на медном поддоне, охлаждаемом водой в атмосфере аргона. Для приготовления сплавов использовалось карбональное железо и празеодим, очищенный методом вакуумной дистилляции, с содержанием примесей от 10^{-7} до 10^{-2} ат. %. Отжиг проводился в откачанных до высокого вакуума кварцевых трубках. Образцы исследовались в электронном микроскопе «Tesla» BS-613 при ускоряющем напряжении 80 кВ. Постоянная электронного микроскопа $\lambda L=21$ А·мм. Объекты для дифракции электронов изготавливались из тонкого порошка, нанесенного на медную опорную сетку, что позволяло получать лишь часть дифракционной картины. Другое неудобство при работе с такими объектами связано с трудностями получения микроэлектроннограмм, соответствующих основным плоскостям обратных решеток, в связи с хаотическим расположением кристаллических зерен.

При анализе полученных микроэлектроннограмм учитывалось, что между стабильной фазой $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$ и когерентными с ней метастабильными фазами PrFe_2 типа C14 и C15 имеются определенные структурно-ориентационные соответствия [3], в результате чего наблюдается сходство в расположении узлов в некоторых нулевых сечениях обратных решеток этих фаз, особенно в плоскостях когерентности. Фаза $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$ имеет ромбоздрическую решетку с параметрами $a=8,585$ А, $c=12,464$ А (в гексагональной установке) и пространственную группу $R3m$ [4]. Фаза PrFe_2 со структурой типа фазы Лавеса C14 имеет гексагональную решетку с параметрами $a=5,26$ А и $c=8,62$ А и пр. гр. $P6_3/mmc$ [2]. А фаза PrFe_2 C15 имеет г.ц.к. решетку с параметром $a=6,78$ А и пр. гр. $Fd3m$ [3]. Несмотря на разные структуры $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$ и PrFe_2 C14 (разные сингонии, параметры и пространственные группы), расположение узлов и расстояние между ними в плоскости когерентности близки и отличаются лишь поворотом вокруг оси c на 30° , что затрудняет однозначную идентификацию фаз по соответствующим микроэлектроннограммам. Поэтому каждая микроэлектроннограмма сопоставлялась со всеми параллельными сечениями обратных решеток для когерентных фаз.

Ориентационные соотношения для $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$ и PrFe_2 C14, а также для $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$ и PrFe_2 C15 можно записать в виде

$$[100]_{2:17}^* \parallel [2\bar{1}0]_{C14}^* \quad [100]_{2:17}^* \parallel [0\bar{1}\bar{1}]_{C15}^*$$

$$[010]_{2:17}^* \parallel [110]_{C14}^* \quad (1) \quad [010]_{2:17}^* \parallel [\bar{1}10]_{C15}^* \quad (2)$$

$$[001]_{2:17}^* \parallel [001]_{C14}^* \quad [001]_{2:17}^* \parallel [111]_{C15}^*$$

Отсюда матричные уравнения имеют вид

$$\begin{vmatrix} h \\ k \\ l \end{vmatrix}_{C14}^* = \begin{vmatrix} 0,7 & 0,35 & 0 \\ -0,35 & 0,35 & 0 \\ 0 & 0 & 0,35 \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} h \\ k \\ l \end{vmatrix}_{2:17}^* \quad (3)$$

$$\begin{vmatrix} h \\ k \\ l \end{vmatrix}_{C15}^* = \begin{vmatrix} 0 & -0,32 & 0,32 \\ 0,32 & 0,32 & 0,32 \\ -0,32 & 0 & 0,32 \end{vmatrix} \cdot \begin{vmatrix} h \\ k \\ l \end{vmatrix}_{2:17}^* \quad (4)$$

На рис. 1, а показана микроэлектроннограмма, полученная от сплава Рг — 25 ат. % Fe после отжига при 650°C в течение 30 мин, которая соответствует плоскости обрат-

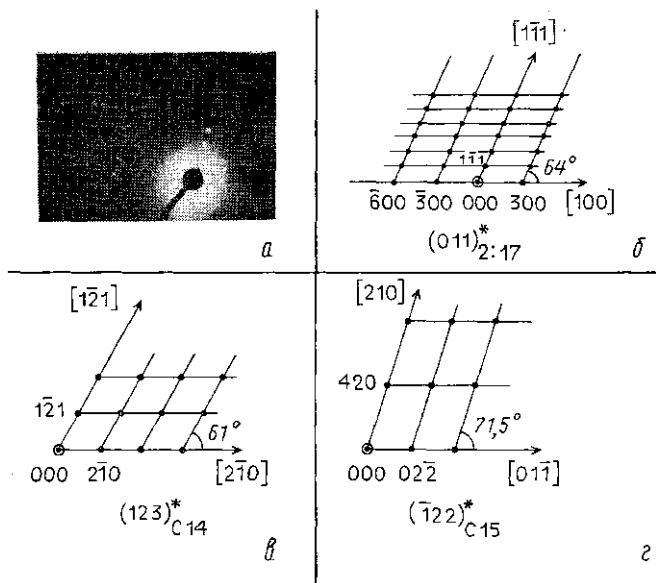


Рис. 1

ной решетки $(011)_{2:17}^*$ (рис. 1, б) (средний ряд отражений не выявился из-за специфики объекта). Рассмотрим, какой вид имеют сопряженные с ней плоскости обратных решеток для $\text{PrFe}_2 \text{C}_{14}$ и $\text{PrFe}_2 \text{C}_{15}$. Используя (3), (4), находим, что

$$\begin{aligned}
 [100]_{2:17}^* &\parallel [2\bar{1}0]_{\text{C}_{14}}^*, & [100]_{2:17}^* &\parallel [01\bar{1}]_{\text{C}_{15}}^*, \\
 [1\bar{1}1]_{2:17}^* &\parallel [1\bar{2}1]_{\text{C}_{14}}^*, & [1\bar{1}1]_{2:17}^* &\parallel [210]_{\text{C}_{15}}^*, \\
 (011)_{2:17}^* &\parallel (123)_{\text{C}_{14}}^*, & (011)_{2:17}^* &\parallel (\bar{1}22)_{\text{C}_{15}}^*.
 \end{aligned} \quad (5) \quad (6)$$

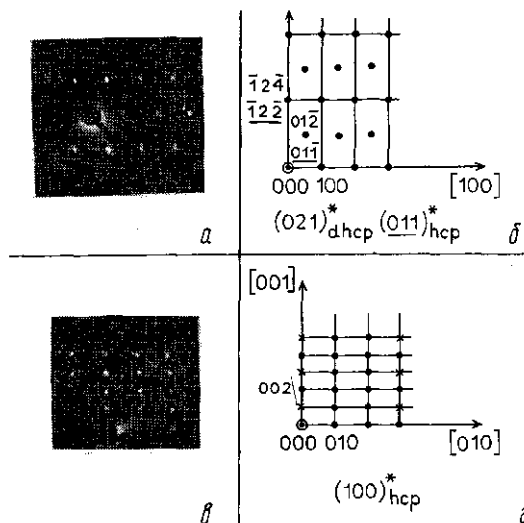


Рис. 2

Соответствующие сечения обратных решеток приведены на рис. 1, в, г, из которых видно, что полное совпадение положений рефлексов на микроэлектроннограмме с узлами обратной решетки наблюдается только для фазы $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$. Это однозначно свидетельствует об образовании в сплаве Рг — 25 ат. % Fe равновесной фазы $\text{Pr}_2\text{Fe}_{17}$.

На рис. 2, а, в приведены микроэлектроннограммы, полученные от сплава Рг — 77 ат. % Fe после отжига при 600°C в течение 500 ч, которые индуцируются в структурах α -Рг. Структуру α -Рг вначале рассматривали как имеющую гексагональную г. п. у. решетку (*hcp*) с параметрами $a=3,67 \text{ \AA}$, $c=5,89 \text{ \AA}$ и пр. гр. $R\bar{6}_3/mmc$ [5]. Впоследствии пришли к выводу, что она имеет гексагональную решетку, но с удвоенным по сравнению с *hcp* параметром c , т. е. $a=3,67 \text{ \AA}$, $c=11,832 \text{ \AA}$, и такую структуру стали называть *dhcp* [6].

Матричное уравнение для перехода от *dhcp* к *hcp* можно записать как

$$\begin{pmatrix} h \\ k \\ l \end{pmatrix}_{hcr}^* \cdot \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0,5 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} h \\ k \\ l \end{pmatrix}_{dhcr}^* \quad (7)$$

Тогда приведенная на рис. 2, а микроэлектронграмма может быть расшифрована как принадлежащая $dhcr$ и совпадающая с $(021)_{dhcr}^*$ (рис. 2, б) или как принадлежащая hcr и совпадающая с $(011)_{hcr}^*$ (индексы, относящиеся к hcr , подчеркнуты). Однако микроэлектронграмма на рис. 2, в может быть проиндцирована только в структуре hcr как совпадающей с $(100)_{hcr}^*$ (рис. 2, г, крестики — запрещенные рефлексы, появляющиеся за счет двойной дифракции).

Итак, образование в сплаве Pr — 25 ат. % Fe равновесной фазы Pr_2Fe_{17} , а в сплаве Pr — 77 ат. % Fe — равновесной фазы α -Pr убедительно показывает, что оба сплава находятся в двухфазной области α -Pr + Pr_2Fe_{17} и что на диаграмме равновесных состояний в системе Pr—Fe ниже эвтектической точки действительно имеется лишь одна двухфазная область.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Кубашевский О. Диаграммы состояний двойных систем на основе железа. М., 1985. [2] Бурханов Г. С., Илюшин А. С., Хатанова Н. А. и др. // Изв. РАН, Металлы. 1994. № 5. С. 10. [3] Илюшин А. С., Хатанова Н. А., Рыкова Е. А. и др. // Вестн. Моск. ун-та. Физ. Астрон. 1993. 34, № 6. С. 91. [4] Jopson Q., Wood D. H., Smith G. S., Ray A. E. // Acta Cryst. 1968. B24. P. 274. [5] Crystal Data Determination Tables. ACA monograph, 5/Ed. J. D. H. Donnay, E. G. Cox, Olga Kennard. Publ. by Amer. Cryst. Assoc., April 1963. P. 743. [6] Gschneidner K. A., Jr., Calderwood F. W. // Handbook on the Phys. and Chem. of Rare Earths/Ed. K. A. Gschneidner, Jr. and L. Eyring. Elsevier Science Publishers. Amsterdam — New York — Oxford — Tokio, 1986. Vol. 8. P. 1.

Поступила в редакцию
04.05.94

ВЕСТН. МОСК. УН-ТА. СЕР. 3, ФИЗИКА. АСТРОНОМИЯ. 1994. Т. 35, № 5

УДК 537.624:538.221.245

О ФОРМЕ КРИВОЙ ИМПУЛЬСНОГО ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ БОРАТА ЖЕЛЕЗА

О. С. Колотов, Ким Ен Хен *, А. П. Красножон, В. А. Погожев

(кафедра общей физики)

Показано, что излом кривой импульсного перемангничивания монокристаллов бората железа обусловлен уменьшением потерь в магнитной системе на возбуждение ударных магнитоупругих колебаний.

Одной из центральных задач магнитодинамики является выяснение связи между формой кривой импульсного перемангничивания (КИП) и качественными и количественными изменениями поведения намагниченности. Напомним, что КИП — основная динамическая характеристика магнетиков — представляет собой зависимость обратного времени перемангничивания t^{-1} от амплитуды перемангничивающегося поля H_s [1, 2]. Указанная задача поставлена более 30 лет назад [1]. Она решена (и то частично) лишь для нескольких материалов: поликристаллических Ni—Fe-пленок [3], пленок ферритов-гранатов [4] и магнито-мягких аморфных пленок [5], в которых удалось исследовать поведение намагниченности путем наблюдения и анализа неравновесных динамических доменов. Что касается такого широкого класса материалов, как слабые ферромагнетики, то импульсное перемангничивание изучалось только в монокристаллах бората железа $FeBO_3$ [6]. На их КИП выявлены два характерных участка, разделенных довольно резким изломом в поле $H_{br} \sim 3-5$ Э. Динамические домены в борате железа, возникающие при импульсном перемангничивании, не исследовались.

В настоящей работе обсуждается причина резкого увеличения скорости перемангничивания в полях $H_s > H_{br}$. Исследованы монокристаллы $FeBO_3$ в виде пластин

*) КНДР.