

УДК 538.245:548.73

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Член-корреспондент АН СССР Я. С. ШУР, В. С. БОЙДЕНКО,
Г. С. КАНДАУРОВА, Л. М. МАГАТ

О МЕХАНИЗМЕ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНЫХ ПОРОШКОВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО — ПАЛЛАДИЙ

В системе сплавов Fe — Pd при составе вблизи эквиатомного и температурах ниже 620° С равновесна упорядоченная по типу CuAu гранецентрированная тетрагональная γ_1 -фаза ⁽¹⁾, обладающая высокой намагниченностью насыщения $I_s \simeq 1100$ гс и большой константой естественной маг-

Таблица 1

Способ получения	Термообработка	Средний размер порошка d , μ	$\frac{\sigma_r}{\sigma_s}$	H_c , э
Механическое дробление	Отпуск при 500° С, 25 час.	300	$\sim 0,35$	1050
То же	То же	10	$\sim 0,50$	2000
Диффузионное насыщение при 700° С, 2 часа	Отпуск при 550° С, 20 час.	10	$\sim 0,15$	550
Диффузионное насыщение при 500° С, 45 час.	Нет	0,05 $\pm$ 0,5	$\sim 0,45$	1800
Восстановление водородом при 560° С, 4 часа	Нет	0,01 $\pm$ 0,1	$\sim 0,55$	3600

нитокристаллической анизотропии $K \approx 2 \cdot 10^7$ эрг/см³ ^(2, 3). Это позволяет отнести упорядоченный сплав FePd к числу перспективных материалов для постоянных магнитов, так как теоретические пределы основных гистерезисных характеристик сплава очень высоки и составляют: максимальная магнитная энергия $(BH)_{\max} = (4\pi I_s / 2)^2 \simeq 40 \cdot 10^5$ гс.э, коэрцитивная сила по намагниченности $H_c \simeq 2K / I_s \simeq 40$ кэ. Однако достигнутая на сплаве FePd величина H_c не превышает 4000 э ⁽⁴⁻⁶⁾ и величина $(BH)_{\max}$ также незначительна. Наибольшая $(BH)_{\max} = 3,8 \cdot 10^6$ гс.э ⁽⁷⁾ получена в системе сплавов Fe — Pb при составе Fe_{0,7}Pb_{0,3}, когда гетерогенный сплав содержит кроме γ_1 -фазы еще и α -фазу — практически чистое железо, у которого $I_s \simeq 1700$ гс, $K_1 \simeq 5 \cdot 10^5$ эрг/см³.

Механизм процессов перемангничивания высококоэрцитивных порошков сплавов системы Fe — Pd не исследован, также не изучено влияние магнитномягкой α -фазы на их гистерезисные магнитные свойства. Этим вопросом и посвящена данная работа.

Как известно, величина H_c возрастает с уменьшением размера ферромагнетика и достигает наивысших значений в однодоменных частицах ⁽⁸⁾. Согласно ⁽⁹⁻¹¹⁾ можно оценить критический размер однодоменности d_k , начиная с которого разбиение кристалла на ферромагнитные домены в отсутствие поля энергетически не выгодно. Для γ_1 -фазы исследованных сплавов d_k составляет $\sim 0,2 \mu$.

В данной работе изучались тонкие порошки сплавов FePd и Fe_{0,7}Pd_{0,3} с γ_1 -фазой различной дисперсности. Порошки упорядоченного сплава FePd размером 0,01—10 μ были изготовлены методом диффузионного насыщения и восстановления водородом смеси солей FeSO₄ и PdCl₂ · 2NaCl, обра-

ботанной щелочью. Более крупные порошки сплавов FePd и Fe_{0,7}Pd_{0,3} размером от 10 до 400 мк получены дроблением слитков и состояли соответственно из неупорядоченной γ -и смеси ($\gamma + \alpha$)-фаз. Для превращения $\gamma \rightarrow \gamma_1$ эти порошки отпускались в интервале температур 400–570°С.

Магнитные свойства некоторых порошков упорядоченного сплава FePd, состоящего из γ_1 -фазы, представлены в табл. 1. Из табл. 1 видно, что гистерезисные свойства порошков заметно изменяются с размером частиц d , а при одинаковом размере (например, $d = 10$ мк) зависят от кристаллической структуры частиц. В частности, у сплава FePd наблюдается влияние предварительной пластической деформации на степень дальнего порядка, достигаемую после одинаковых отпусков, и соответственно на величину K (³), которая возрастает с увеличением степени порядка. В порошках FePd, полученных без деформации, отношение параметров решетки c/a γ_1 -фазы больше (а величина K соответственно меньше), чем в порошках, полученных дроблением. Среди последних наименьшее c/a у самого мелкого порошка с $d = 10$ мк. Отметим, что величина H_c порошков при любом механизме перемагничивания пропорциональна константе анизотропии (⁶).

Судя по величине H_c , кристаллическая структура исследуемых порошков не является идеальной. При отсутствии дефектов кристаллической решетки H_c должна быть равна теоретическому пределу (⁹).

Все исследуемые порошки не текстурировались в магнитном поле. Это означает, что частицы порошков были поликристаллическими, т. е. не одноосными в магнитном отношении. Для хаотического ансамбля магнитноодноосных однодоменных невзаимодействующих частиц величина $\sigma_r / \sigma_s = 0,5$ (⁸), а для многодоменных $\sigma_r / \sigma_s < 0,5$ (σ_r — удельная остаточная намагниченность, σ_s — удельная намагниченность насыщения, полученная путем экстраполяции на бесконечно большое поле). Как видно из табл. 1, у порошка сплава FePd, полученного дроблением, уже при $d = 10$ мк, т. е. при размере, значительно большем d_k , величина $\sigma_r / \sigma_s = 0,5$. Отсюда можно предполагать, что размер отдельных зерен γ_1 -фазы порядка d_k .

Из совокупности магнитных свойств исследуемых порошков упорядоченного сплава FePd можно сделать следующие заключения о характере процессов перемагничивания. При размере зерен больше d_k они многодоменны в состоянии остаточной намагниченности и перемагничиваются путем смещения ферромагнитных доменных границ. Величина их H_c связана с задержкой смещения границ на дефектах кристаллической структуры, порошок имеет $\sigma_r / \sigma_s < 0,5$. При размере зерен порядка и меньше d_k они обладают так называемой переходной доменной структурой (¹²), т. е. в остаточном намагниченном состоянии однодоменны; поликристаллический порошок имеет $\sigma_r / \sigma_s = 0,6$. Величина H_c в этом случае связана с задержкой возникновения и роста зародышей перемагничивания и определяется степенью дефектности кристаллической решетки порошков, а при d/d_k еще и зависимостью самого критического размера d_k от поля (¹³).

В процессе упорядочения изменение размера зерен γ_1 -фазы от суперпарамагнитных ($\sim 10^{-7}$ см) до многодоменных ($\sim 10^{-4}$ см) могло происходить и при неизменных размерах частиц порошков, полученных механиче-

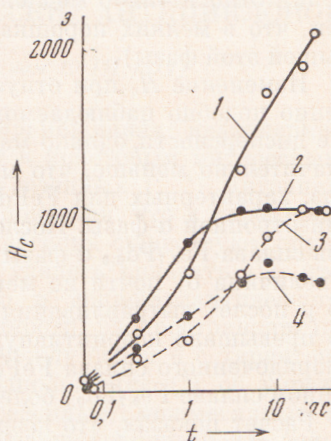


Рис. 1. Зависимость коэрцитивной силы порошков сплавов FePd (1, 2) и Fe_{0,7}Pd_{0,3} (3, 4), полученных механическим дроблением, от времени отпуска t при температуре 500°С при различных размерах частиц порошков: 1 — 10 мк, 2, 4 — 300 мк, 3 — 15 мк

ским дроблением. Однако при этом менялось в сплаве количество и дисперсность неупорядоченной γ -фазы, имеющей на три порядка меньшую K_1 и почти такую же величину I_s как у γ_1 -фазы (^{2, 3}). Из сопоставления зависимости H_c от температуры отпуска (рис. 1) с данными рентгеноструктурного анализа следует, что наличие в порошках FePd низкоанизотропной γ -фазы уменьшает H_c по сравнению с порошком из одной γ_1 -фазы. Также видно (кривые 1 и 2), что H_c мелкого порошка растет при упорядочении относительно медленнее, чем H_c крупного. Это, вероятно, связано с тем, что в мелких порошках меньше размер зерен γ_1 -фазы (больше зародышей этой фазы).

Изменение H_c при отпуске порошков сплава Fe_{0,7}Pd_{0,3} (рис. 1) качественно подобно наблюдаемому у порошков эквиатного сплава FePd той же дисперсности, однако максимальные величины H_c у порошков Fe_{0,7}Pd_{0,3} значительно меньше, что можно отнести за счет наличия в сплаве кроме фаз, характерных для FePd, практически неизменного количества низкоанизотропной α -фазы. После полного удаления путем травления из порошков сплава Fe_{0,7}Pd_{0,3} α -фазы коэрцитивная сила увеличивалась в 2—3 раза, а величина σ_s почти не менялась. В случае порошка Fe_{0,7}Pd_{0,3} размером 15 μ после вытравливания α -фазы H_c составляла 3000 э, что значительно превышало коэрцитивную силу 10-микронного порошка эквиатного упорядоченного сплава FePd (см. табл. 1). По-видимому, γ_1 -фаза в гетерогенном сплаве Fe_{0,7}Pd_{0,3} более дисперсна.

Расчет показал, что коэрцитивная сила исследованных порошков сплава Fe_{0,7}Pd_{0,3} с γ_1 - и α -фазами может быть вычислена как H_c механической смеси невзаимодействующих магнитножесткой (γ_1) и магнитномягкой (α) фаз (¹⁴), однако для величины остаточной намагниченности существенно подмагничивание мягкой фазы жесткой. Существование аналогичных закономерностей можно ожидать и в других подобных гетерогенных сплавах, например в упорядочивающихся по типу CuAu сплавах FePd, CoPt, FePt с упорядоченной и неупорядоченной фазами.

Институт физики металлов
Уральского научного центра
Академии наук СССР

Поступило
24 V 1971

Уральский государственный университет
им. А. М. Горького
Свердловск

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ E. Raub, H. Beeskow, O. Loebich, Zs. Metallkunde, 54, 549 (1963).
- ² A. Kussmann, K. Müller, Zs. angew. Phys., 17, 509 (1964). ³ Л. М. Магат, А. С. Ермоленко и др., Физ. мет. и металловед., 26, 511 (1968). ⁴ W. A. Velge, K. J. Vos, Zs. angew. Phys., 21, 2 (1966). ⁵ A. Jga, Y. Tawara et al., Japan, J. Appl. Phys., 8, 1057 (1969). ⁶ Я. С. Шур, В. С. Бойденко и др., Укр. физ. журн., 14, № 10, 1663 (1969). ⁷ Л. М. Магат, Г. М. Макарова, Я. С. Шур, Физ. мет. и металловед., 25, 431 (1968). ⁸ Э. Вольфарт, Магнитно-твердые материалы, М.—Л., 1963. ⁹ С. В. Вонсовский, Я. С. Шур, Ферромагнетизм, М.—Л., 1948.
- ¹⁰ Л. Ландау, Е. Лифшиц, Phys. Zs. U.S.S.R., 8, 153 (1935). ¹¹ C. Kittel, Rev. Mod. Phys., 21, 541 (1949). ¹² Я. С. Шур, Е. В. Штольц и др., Физ. мет. и металловед., 5, 234 (1957). ¹³ D. J. Craik, D. A. McIntyre, Proc. Roy. Soc. A, 302, 99 (1967). ¹⁴ E. F. Kneller, F. E. Luborsky, J. Appl. Phys., 34, 656 (1963).