

ФИЗИКА

Т. Д. ЗОТОВ и Я. С. ШУР

О ЗАВИСИМОСТИ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ ПОРОШКОВ  
ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНЫХ СПЛАВОВ ОТ РАЗМЕРОВ ЧАСТИЦ

(Представлено академиком И. П. Бардиным 7 VII 1950)

1. Многочисленными исследованиями установлено, что размельчение мягких магнитных материалов приводит к росту величины коэрцитивной силы  $H_c$ ; при этом чем мельче частицы, тем относительно больше возрастает  $H_c$ <sup>(1)</sup>. Физический механизм этой зависимости до настоящего времени далеко не ясен. Можно лишь полагать, что данное явление обусловлено относительным ростом поверхности частиц по отношению к их объему и, так как в поверхностном слое кристаллическая решетка искажена, то это вызывает рост  $H_c$ . Наряду с этим возможно также, что в тонких порошках, у которых иная доменная структура, чем в массивном образце, процессы перемагничивания могут иметь свои особенности.

В случае высококоэрцитивных сплавов типа альни наблюдается обратное явление:  $H_c$  убывает с уменьшением размеров частиц<sup>(2-4)</sup>. Это явление становится заметным, начиная с частиц диаметром  $\sim 0,1$ — $0,2$  мм. Такая зависимость на первый взгляд кажется еще менее понятной. Некоторые авторы пытаются объяснить это явление тем, что при дроблении происходит снятие части тех напряжений, которые в данных сплавах обусловливают высокую  $H_c$ <sup>(2, 3)</sup>. Такое объяснение весьма неубедительно, так как известно, что в этих сплавах высокая  $H_c$  не может быть объяснена напряжениями, а повидимому, вызвана особым видом магнитной структуры (однодоменная структура и анизотропия формы доменов), которая возникает в этих сплавах на ранних стадиях распада высокотемпературной фазы<sup>(5)</sup>.

Нам представляется более естественным предположение о том, что наклеп, получаемый порошками в процессе их изготовления, влияет на структурное состояние материала частиц, а именно, может привести к дальнейшему распаду исходной фазы, чем и обусловливается уменьшение  $H_c$  частиц, у которых объем наклепанных поверхностных слоев сравним с недеформированной внутренней областью. Эти соображения были положены в основу настоящей работы, посвященной установлению причин, приводящих к снижению  $H_c$  при дроблении высококоэрцитивных сплавов типа альни, и нахождению таких условий обработки этих сплавов, при которых величина  $H_c$  остается не зависимой от размеров частиц порошка.

2. Исследование проводилось на порошках сплава альни (25% Ni, 14% Al, остальное Fe), полученных двумя способами. А) Порошки заданной крупности получались путем дробления слитков сплава альни, предварительно прошедших все необходимые операции термообработки, приводящие к наивысшим значениям  $H_c$ . Таким образом

в результате дробления порошки получались наклепанными. Б) Сперва получались порошки, а затем эти порошки проходили требуемую термообработку. Следовательно, эти порошки не имели наклепа, так как наклеп, который они приобрели при дроблении, снимался последующей высокотемпературной обработкой.

Как известно (6), высококоэрцитивное состояние в сплаве альни может быть получено двумя путями: 1) закалка из области твердого раствора и затем отпуск и 2) охлаждение твердого раствора с некоторой критической скоростью. Обработка второго вида приводит к более высоким значениям  $H_c$ . Нами применялись оба вида обработки, при этом исследуемые образцы после нагрева до 1200° (однофазное

состояние) подвергались закалке в воду с последующим отпуском при 650—800° или охлаждению с оптимальной скоростью. Во избежание окисления порошков при их нагреве образцы во время термообработки помещались в кварцевой трубке, которая присоединялась к высоковакуумному насосу. Целью сохранения условий термообработки одинаковыми для всех образцов одной серии, порошки различной крупности засыпались вместе в одну трубку и проходили обработку одновременно, и лишь после охлаждения до комнатной температуры производилось их разделение по крупности частиц. Порошки получались путем размельчения слитков сплава альни в стальной ступке. Их разделение по крупности частиц производилось сперва рассевом через сите (до 50  $\mu$ ), и далее — отмучиванием и развеиванием в специальных установках (до 1  $\mu$  и ниже). Измерение

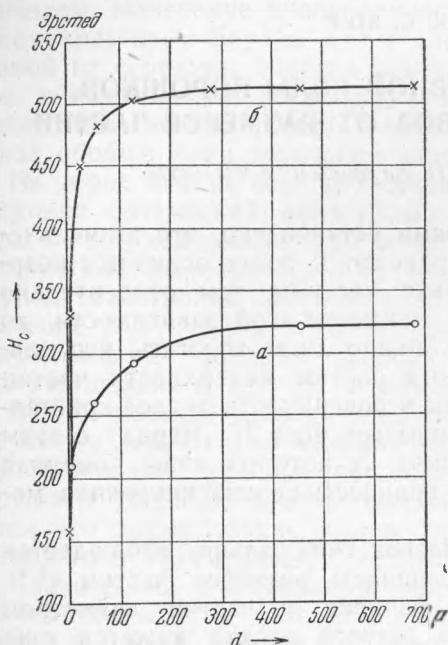


Рис. 1

коэрцитивной силы проводилось на астатическом магнетометре, причем предварительно образцы намагничивались в поле электромагнита  $\sim 10000$  эрстед.

3. Основные результаты измерений зависимости  $H_c$  порошков сплава альни, прошедших различные обработки, от среднего диаметра частиц  $d$ , представлены на рис. 1 и 2. Кривые рис. 1 получены с порошков, изготовленных путем дробления слитков, предварительно прошедших закалку и отпуск (кривая  $a$ ) или охлажденных с оптимальной скоростью (кривая  $b$ ). Как видно из этих кривых, начиная с частиц диаметром ниже 100  $\mu$ ,  $H_c$  заметно убывает. Измерениями также установлено, что если перед дроблением слиток закалить и затем провести отпуск готовых порошков, то кривая  $H_c(d)$ , снятая с порошка, имеет вид, подобный кривой  $a$  рис. 1. Из рис. 2,  $a$ , на котором приведена зависимость  $H_c(d)$  порошков сплава альни, которые после дробления нагревались до температуры твердого раствора и затем проходили отпуск при различных температурах (675—775°) с выдержкой 30 мин., видно, что при одинаковой температуре отпуска величина  $H_c$  остается неизменной для порошков с различными  $d$  (от 25 до 700  $\mu$ ). Такая же независимость  $c$  от диаметра частиц порошка наблюдается и на порошках, которые после изготовления охлаждались до 1200° с оптимальной скоростью (рис. 2,  $b$ ).

На основании изложенных результатов измерений зависимости  $H_c(d)$  порошков сплава альни после различных обработок можно сделать следующие выводы:

а) Снижение  $H_c$  у тонких порошков наблюдается в том случае, если порошок изготавливается из слитка после его окончательной термообработки, т. е. в наклепанных порошках (рис. 1). К этой категории следует также отнести порошки, которые были изготовлены после закалки слитка, и, следовательно, отпуску подвергались наклепанные порошки.

б) Величина  $H_c$  остается не зависимой от размеров частиц, если термообработке, включающей нагрев до температуры однофазного состояния, подвергаются готовые, т. е. деформированные частицы (рис. 2).

4. Полученные закономерности находят свое естественное объяснение при учете зависимости магнитной структуры, а следовательно, и величины  $H_c$ , от структурных особенностей сплава и влияния, которое оказывает пластическая деформация на процессы распада пересыщенного твердого раствора. В наших опытах при применении обоих видов термообработки сплава альни максимальное значение  $H_c$  достигается в нем на определенной стадии распада пересыщенного твердого раствора; дальнейший распад приводит только к снижению  $H_c$ . Пластическая деформация сплава также вызывает дальнейший распад высокотемпературной фазы, и поэтому, если образец, прошедший термообработку, которая создала в нем максимально возможную большую  $H_c$ , подвергнуть деформации, то  $H_c$  должна в нем уменьшиться. Таким образом, наблюденное нами снижение  $H_c$  с уменьшением  $d$  (рис. 1) вызвано тем, что в исходных слитках путем термообработки была достигнута максимальная величина  $H_c$ . При изготовлении порошков, благодаря операции дробления они получались наклепанными, при этом по мере измельчения порошка относительно возрастает объем деформированных поверхностных зон. Эта пластическая деформация приводит к дальнейшему распаду переохлажденной фазы в значительном объеме частиц порошка (поверхностные зоны), что в свою очередь должно вызвать снижение  $H_c$ .

Наблюденное нами снижение  $H_c$  с уменьшением  $d$  у порошков, полученных из закаленных слитков после их отпуска, вызвано тем, что температура отпуска, приводящая к наивысшим значениям  $H_c$  (что связано с определенной начальной стадией распада твердого раствора), вызывает более интенсивный распад в деформированных зонах частиц порошка, благодаря чему и наблюдается общее снижение  $H_c$ . Тот факт, что в недеформированных частицах  $H_c$  не зависит от  $d$ , вызван тем, что в этом случае при термообработке во всем объеме частиц порошка протекают одни и те же структурные изменения.

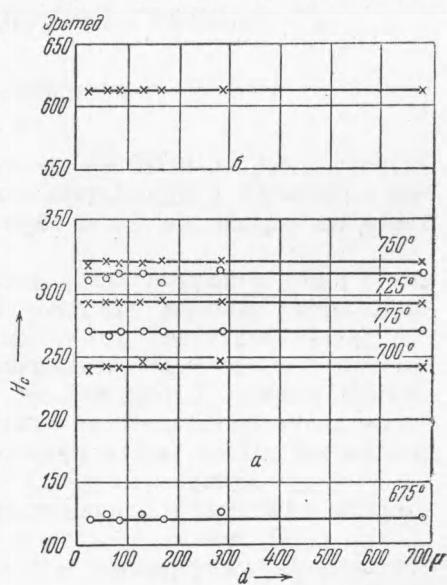


Рис. 2

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> С. В. Вонсовский и Я. С. Шур, Ферромагнетизм, М., 1948, стр. 505.  
<sup>2</sup> А. С. Казарновский и др., Вестн. электропром., 5, 19 (1947). <sup>3</sup> А. Б. Альтман и др., ЖТФ, 19, 560 (1949). <sup>4</sup> Л. И. Рабкин и Н. Н. Шольц, Магнито-диэлектрики, М., 1948, стр. 163. <sup>5</sup> Л. А. Шубина и Я. С. Шур, ЖТФ, 19, 88 (1949); В. И. Дрожжина, М. Г. Лужинская и Я. С. Шур, ЖТФ, 19, 95 (1949); Д. А. Штуркин и Я. С. Шур, ЖТФ, 19, 235 (1949). <sup>6</sup> Б. Г. Лившиц, Высоко-коэрцитивные сплавы, М., 1945.