

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Н. Н. БУЙНОВ и В. В. КЛЮШИН

СУБМИКРОСКОПИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА СПЛАВА МАГНИКО

(Представлено академиком И. П. Бардиным 28 VII 1951)

Высокая коэрцитивная сила в сплаве магнико возникает на начальных стадиях фазовых превращений. Обычно предполагалось (¹⁻³), что максимальная коэрцитивная сила этого сплава связана с появлением в нем, в результате специальной термической обработки, зародышей сильно магнитной β -фазы в виде пластинок с кристаллической решеткой, когерентной решетке матрицы. В работах Н. Н. Буйнова и Р. М. Леринман (^{4, 5}) было показано, что в ряде сплавов на начальных стадиях распада образуются как раз не пластинчатые зародыши новой фазы, а равноосные или близкие к таковым. В работе (⁵) была высказана гипотеза о природе высокой коэрцитивной силы в сплаве альни и было показано, что состояниям с высокой коэрцитивной силой соответствует существование в этом сплаве равноосных зародышей ферромагнитной β -фазы. В этой работе также было выдвинуто объяснение, почему на начальных стадиях распада образуются равноосные зародыши.

Для определения субмикроскопической структуры сплава магнико, соответствующей высококоэрцитивным состояниям, и для проверки выдвинутых в работе (⁵) предположений нами было предпринято электронно-микроскопическое исследование этого сплава. Изучение субмикроскопической структуры магнико, как и других подобных сплавов, имеет важное значение для построения правильной теории высококоэрцитивного состояния жестких ферромагнетиков.

Выборенный для исследования сплав магнико имел следующий состав: Fe 50%, Co 24%, Ni 14%, Al 9% и Cu 3% (проценты весовые). Сплав этого состава при температуре ниже 900° находится в двухфазной области β и β_2 . Первая фаза богата железом, а вторая фаза богата интерметаллическим соединением NiAl. При этом предполагалось (³), что добавки Co идут в раствор обеих фаз. При температуре выше 900° сплав является твердым раствором (фаза β_2).

Электронно-микроскопическое исследование магнико проводилось, главным образом, методом оксидных реплик, получаемых термическим путем (нагрев в соляной ванне при 425—450° в течение нескольких минут), и частично методом одноступенчатых кварцевых реплик. Эти методы хорошо воспроизводят структуру сплава.

Исследованием методом оксидных реплик было обнаружено, что этот сплав, закаленный от температуры 1280°, имеет тонкую структуру (см. рис. 1), свидетельствующую о его двухфазном состоянии. Эта тонкая структура наблюдается, хотя и менее четко, на электронных снимках с кварцевых реплик, полученных без нагрева образца. При этом оказалось, что структура сплава, закаленного от температуры

полной растворимости (рис. 1), и сплава, обработанного на максимальную коэрцитивную силу* (рис. 2), сходны.

Тонкая структура, свидетельствующая о двухфазности сплава, проявляется в том, что как в случае закаленных образцов, так и в случае термически обработанных на максимальную коэрцитивную силу, на электронных снимках наблюдаются светлые и темные равноосные пятнышки, покрывающие всю площадь снимка и являющиеся, по видимому, следами образовавшихся при распаде частиц-зародышей. Можно предполагать, что частицы β -фазы (по аналогии со сплавом альни⁽⁵⁾ следует считать, что этой фазе на электронных снимках соответствуют светлые пятнышки) так разбивают матрицу на отдельные участки, что создается впечатление об одновременном распаде сплава на два рода частиц.

Размеры и форма как «светлых», так и «темных» частиц примерно одинаковы. Форма частиц особенно четко заметна на снимках, полученных с закаленных образцов (рис. 1).

Поскольку на ряде снимков изображение частиц близко к квадрату, можно предполагать, что частицы имеют форму, близкую к кубической. Размеры частиц для закаленных образцов колеблются в пределах 100—300 Å. Средние размеры примерно около 200 Å. В образцах с максимальной коэрцитивной силой ($H_c = 450$ эрст. и выше) наблюдается несколько большая дисперсность частиц и менее четко выявляется их форма. Средние размеры частиц в этом случае порядка 150 Å.

Отжиг сплава магнито при температурах 600—800° приводит вначале к образованию удлиненных частиц (рис. 3 а), далее к образованию частиц, близких по форме к брускам, и, наконец, к образованию пластинчатых выделений (рис. 4). Часто наблюдается, что эти частицы не сплошные, а имеют тонкую структуру (рис. 3 б), т. е. состоят из отдельных, обычно равноосных частиц. Удлиненные, брусковидные и пластинчатые частицы наблюдаются одновременно при небольших временах отжига, например при 800° до 4 час. По видимому, и в случае сплава альни образованию пластинок предшествует образование удлиненных и брусковидных частиц, имеющих тонкую структуру. Можно предполагать, что частицы, имеющие тонкую структуру, состоят из антифазных областей.

Длительный отжиг (10 час. и выше) при 800° приводит к появлению пластинок, не имеющих тонкой структуры. Вероятно, на этой стадии распада происходит слияние антифазных областей. Образование сплошных частиц β -фазы сопровождается изменением их «цвета». Если на начальных стадиях распада они, вернее, их следы, выглядели на снимках светлыми на сером или темном фоне, то теперь они становятся темными относительно фона. Возможно, что изменение «цвета» частиц связано с изменением их природы. В процессе получения реплик частицы β -фазы окисляются и остаются частично или полностью на реплике. На электронных снимках в этом случае будут наблюдаться не следы этих частиц, а сами частицы. Аналогичное явление наблюдалось при исследовании старящихся сплавов на алюминиевой основе⁽⁴⁾.

Пластинчатые выделения, форма которых ясно заметна на стереоскопических снимках, закономерно ориентированы. Правда, в сплаве магнито не наблюдается такой совершенной ориентировки пластинок и их правильной формы, как в старящихся сплавах на алюминиевой основе⁽⁴⁾.

Наблюдаемую двухфазность закаленных образцов можно объяснить, как и в случае сплава альни⁽⁵⁾, тем, что уже в процессе закалки про-

* Сплав магнито обрабатывался на максимальную коэрцитивную силу путем охлаждения от температуры 1280° со скоростью 2—3° в секунду (критическая скорость) до температуры 600°, при которой он выдерживался в течение одного часа. Термическая обработка проводилась без магнитного поля.

исходит распад с выделением β -фазы и переходом матрицы β_2 в фазу β_2 . Распад в период времени от момента закалки до момента получения реплик мало вероятен, ибо при низких температурах, порядка комнатной, не наблюдается в этом сплаве изменений свойств со временем. Можно предполагать, что возникшие при закалке новые фазы далеки еще по своему составу от стабильных фаз β и β_2 и близки по составу друг к другу или к исходной матрице β_2 . В пользу этого предположения говорит равноосность частиц. Действительно, если эти фазы близки по составу и структуре друг к другу, то нет основания для появления больших напряжений между ними, и в этом случае, если тенденция к сфероидизации, приводящая к уменьшению поверхностной энергии, значительна, могут образоваться зародыши равноосной формы. Известно, что напряжения, возникшие при распаде между частицами и матрицей, минимальны, когда частицы новой фазы имеют пластинчатую форму. В сплаве магнито разница в постоянных решеток β - и β_2 -фаз незначительна и, по данным Гейслера (3), равна 0,1%. Для закаленного состояния эта разница, повидимому, вовсе ничтожна. Поэтому тенденция к образованию частиц пластинчатой формы также незначительна.

В процессе отпуска закаленного или медленно охлажденного сплава, повидимому, метастабильные фазы начинают приближаться к стабильным. Происходит перераспределение концентрации компонент по фазам, которое может привести к значительной разнице в магнитных свойствах фаз, а следовательно, при однодоменности частиц, к возникновению высокой коэрцитивной силы за счет магнокристаллической энергии анизотропии. На основании существующих теорий коэрцитивной силы (6, 7), дающих критические размеры однодоменных частиц, можно предполагать, что наблюдаемые в магнито частицы на начальных стадиях фазовых превращений однодоменны. При термической обработке, приводящей к высокой коэрцитивной силе, повидимому, успевает пройти как распад с образованием высокодисперсных однодоменных частиц, так и значительное перераспределение компонент по фазам, приводящее к большой разнице в магнитном насыщении β - и β_2 -фаз.

Перераспределение компонент по фазам также должно привести к возрастанию напряжений между ними, но, вероятно, эти напряжения для магнито исследуемого состава не велики, поскольку разница в постоянных решеток фаз β и β_2 , как уже указывалось, незначительна. Следовательно, эти напряжения не могут в значительной степени влиять на величину коэрцитивной силы этого сплава. Это, возможно, справедливо и для сплава адьни, у которого постоянные решеток фаз β и β_2 также мало отличаются друг от друга. Можно предполагать, что возросшие напряжения, в результате перераспределения концентрации компонент по фазам, влияют существенно на форму частиц при дальнейшем ходе распада. Действительно, отпуск сплава магнито, предварительно обработанного на максимальную коэрцитивную силу, приводит к образованию частиц β -фазы неравноосной формы, по размерам незначительно отличающимся от первоначальных частиц. В этом случае, казалось бы, должно происходить некоторое возрастание напряжений на границах фаз, а следовательно, и повышение величины коэрцитивной силы. На самом же деле коэрцитивная сила уменьшается. Это дает дополнительное основание для того, чтобы считать, что напряжения в сплаве магнито и адьни не оказывают существенного влияния на величину коэрцитивной силы.

Уменьшение коэрцитивной силы при образовании неравноосных частиц приводит к мысли, что эти частицы уже не являются однодоменными, ибо иначе трудно объяснить падение коэрцитивной силы при возрастании размагничивающего фактора. Такое предположение хорошо согласуется с теорией однодоменных частиц Е. Кондорского (6), согласно которой критические размеры доменов уменьшаются при переходе от

сферических частиц к эллиптическим и цилиндрическим частицам, а следовательно, появляется возможность перехода однодоменных частиц в многодоменные. Правда, размагничивающий фактор при появлении удлиненных частиц может уменьшаться за счет увеличения концентрации ферромагнитной компоненты, но изменений в количественном соотношении фаз в процессе термической обработки не было замечено.

Результаты исследования приводят авторов к предположению, что в сплаве магнито, как и в сплаве альни, величина коэрцитивной силы определяется, главным образом, дисперсностью и однодоменностью частиц β -фазы и разницей в магнитном насыщении фаз β и β_2 .

В заключение авторы выражают благодарность за интерес и содействие в работе действительному члену АН УССР А. П. Комару, проф. Ф. М. Гальперину и К. Б. Власову.

Институт физики металлов
Уральского филиала Академии наук СССР

Поступило
27 VII 1951

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Л. А. Шубина и Я. С. Шур, ЖТФ, 19, в. 1, 88 (1949). ² С. Kittel, E. A. Nesbitt and W. Shockley, Phys. Rev., 77, 839 (1950). ³ A. H. Geisler, *ibid.*, 81, 478 (1951); Electr. Eng., 69, 37 (1950). ⁴ Н. Н. Буйнов и Р. М. Леринман, ДАН, 74, № 4 (1950); 74, № 5 (1950). ⁵ Н. Н. Буйнов и Р. М. Леринман, ДАН, 79, № 1 (1951). ⁶ Е. Кондорский, ДАН, 70, № 2 (1950); 74, № 2 (1950). ⁷ К. Киттель, УФН, 41, в. 4, 452 (1950).

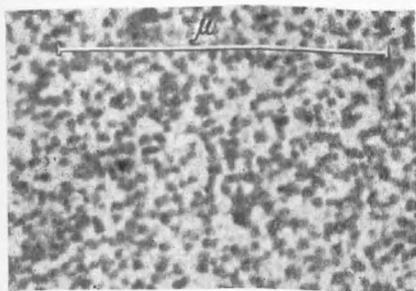


Рис. 1. Сплав магнезио, закаленное состояние. $\times 50000$

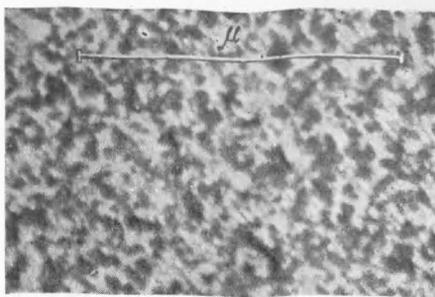
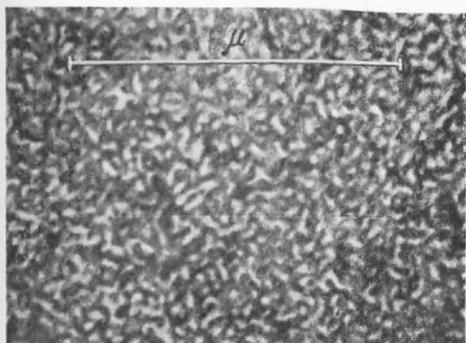
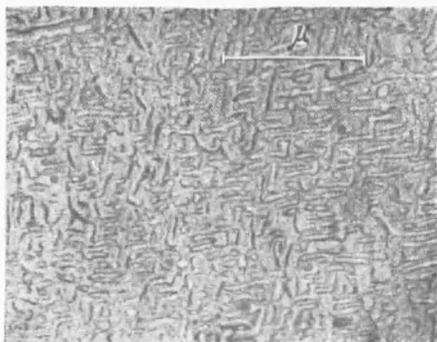


Рис. 2. Сплав магнезио, обработан на высокую коэрцитивную силу (470 эрст.). $\times 50000$



a



б

Рис. 3. *a* — сплав магнезио, охлажден с 1280 до 900° со скоростью 2—3° в сек. и выдержан при 600° в течение 9 час. $\times 50000$. *б* — сплав магнезио, отожжен при 800° в течение 4 час. $\times 21000$

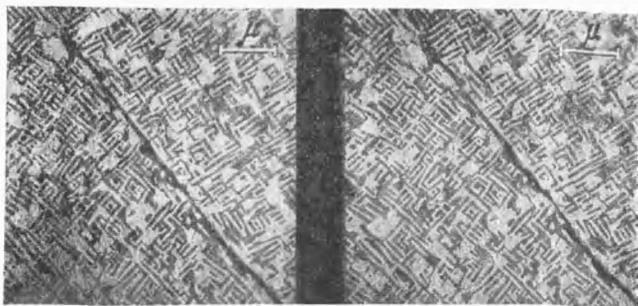


Рис. 4. Сплав магнезио, отожжен при 800° в течение 20 час. $\times 7000$