

ФИЗИЧЕСКАЯ ХИМИЯ

О. С. ИВАНОВ, Ю. М. КАЗИМИРОВ и О. А. НОВИКОВА

**ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НА ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОЕ СОСТОЯНИЕ
ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

(Представлено академиком Г. Г. Уразовым 7 IV, 1951)

В результате большого числа исследований (¹⁻³) были установлены оптимальные составы высококоэрцитивных железо-никель-алюминиевых сплавов. Как для указанных тройных, так и для основанных на них четверных сплавов с медью, кобальтом, титаном авторы стремились с большой точностью определить наилучший состав, поэтому ограничивались сравнением свойств сплавов относительно узкой области концентраций.

В ходе этих исследований, а также других работ обнаруживалась интересная особенность, что при непрерывном охлаждении от температур 1000—1200° с некоторой оптимальной скоростью (одинарная термическая обработка) достигается бóльшая коэрцитивная сила, чем при резкой закалке и последующем отпуске (двойная обработка). О причине этого явления было высказано много предположений (¹), одни из которых исходили из теоретических представлений и соображений по поводу распада пересыщенных твердых растворов, другие — из своеобразного характера равновесия в тройной системе Fe—Ni—Al (^{4, 3}). Однако едва ли можно считать, что указанные предположения были достаточно строгими с теоретической стороны или не противоречили экспериментальным данным, как, например, утверждению о выделении α -фазы при 850° во время одинарной обработки.

В связи с изложенным казалось целесообразным прежде всего исследовать названное явление на большом числе сплавов, варьируя их состав в широких пределах. С этой целью были приготовлены две серии сплавов, одна из которых отвечала лучу Fe—NiAl и содержала сплавы 11 составов от 90 до 20 ат. % железа; вторая серия соответствовала разрезу 50 ат. % железа; составы сплавов менялись от 32 ат. % Ni и 18 ат. % Al до 14 ат. % Ni и 36 ат. % Al. Таким образом, практически важный состав 50 ат. % железа, 25 ат. % никеля и 25 ат. % алюминия лежит на пересечении исследованных серий сплавов.

Образцы в виде палочек диаметром 3 мм и длиной 50—100 мм подвергались гомогенизирующему отжигу при 1100°. Каждая серия сплавов делилась на две части так, что каждый сплав был в каждой из половин представлен 2—3 образцами. Одна половина образцов проходила закалку в воде с 1100° и последующий ступенчатый отпуск на постепенно повышающуюся температуру, начиная с 400°. Выдержка при отпуске составляла 3 часа, после окончания ее образцы закаливались в воде за исключением отпуска при 650—725°, который заканчивался охлаждением на воздухе. Другие

половины обеих серий охлаждались с 1100° с различными скоростями. Все термические обработки, связанные с нагревом до $600-1100^{\circ}$, производились с образцами, запаянными в вакуированные кварцевые ампулы. После каждой обработки измерялась коэрцитивная сила и магнитное насыщение.

Таким образом, для каждого сплава при обоих видах обработки была установлена максимально достижимая коэрцитивная сила и соответствующее ей магнитное насыщение. На рис. 1 приводится сводная диаграмма для разреза Fe — NiAl.

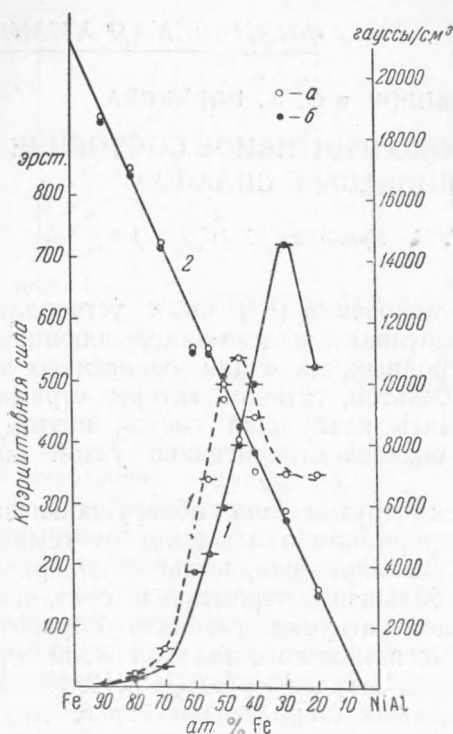


Рис. 1. Изменение H_c (1) и $4\pi I_{\infty}$ (2) в разрезе Fe — NiAl при оптимальной одинарной (а) и двойной (б) обработках

обозначается максимально достижимая величина ее для каждого сплава. Во-вторых, дополнительный отпуск на оптимальную температуру сплава с 30 ат. % железа, прошедшего предварительно одинарную обработку с оптимальной скоростью охлаждения, существенно не увеличил коэрцитивной силы; именно, до отпуска она составляла 303 эрст., после отпуска 364 эрст. Наконец, в-третьих, магнитное насыщение при оптимальной двойной и одинарной обработках одно и то же, чего не могло бы быть, если принять высказанное выше предположение. Представленную на рис. 1 для двух видов оптимальной обработки зависимость магнитного насыщения от состава сплавов следует рассматривать как доказательство одинакового состава β - и β_2 -фаз в обоих случаях. Магнитное насыщение падает до нуля при 6 ат. % железа, что, повидимому, соответствует составу β_2 -фазы, присутствующей в таком образом обработанных сплавах.

Аналогичные данные для второго разреза представлены на рис. 2. В этом случае во всем разрезе при одинарной обработке достигается большая коэрцитивная сила, чем при двойной. Превосходство первой обработки над второй примерно одинаково как для сплавов с 24 и 26 ат. % алюминия, расположенных согласно диаграмме состояния (5)

в непосредственной близости к области существования α -фазы, так и для сплава с 30 ат. % алюминия, значительно удаленного от нее. Если бы преимущество одинарной обработки обуславливалось выделением α -фазы при охлаждении в районе 850° , как это высказывается в (3, 4), то оно должно было бы быть более сильным при 24—26 ат. % алюминия, где количество выделяющейся α -фазы больше. Появление α -фазы в виде крупных включений, как это имеет место в сплавах с содержанием алюминия меньше 24 ат. %, также не увеличивает преимущества одинарной обработки перед двойной. То обстоятельство, что кривые коэрцитивной силы для обоих видов обработки проходят через максимум около 25—26 ат. % алюминия, объясняется диаграммой состояния системы Fe—Ni—Al (6), согласно которой при низкой температуре составы находящихся в равновесии β - и β_2 -фаз наиболее удалены именно для сплава с 25—26 ат. % алюминия.

Кривые магнитного насыщения при одинарной обработке для 18—24 ат. % алюминия проходят несколько ниже, чем при двойной, повидимому, за счет того, что в этом случае более значительная часть α -фазы остается не затронутой мартенситным превращением, чем при резкой закалке в воде в случае двойной обработки.

При объяснении причин наблюдаемого соотношения коэрцитивных сил при одинарной и двойной обработках необходимо учитывать результаты новейших работ (7—9) о природе высокой коэрцитивности сплавов, подобных рассматриваемым и представляющих распределение дисперсных частиц ферромагнитной фазы в парамагнитной. Эти работы утверждают, что ферромагнитные частицы с линейными размерами 10^{-5} мм и меньше являются однодоменными и их перемагничивание происходит в результате процесса поворота полного магнитного момента частицы от одного направления легкого намагничивания в другое. Для этого необходимо, чтобы магнитная энергия, приобретенная частицей во внешнем перемагничивающем поле, была больше энергии, возникающей в результате вращения вектора намагничивания частицы. Последняя тем больше, чем выше магнитокристаллическая энергия анизотропии, чем больше вытянута форма частицы вдоль направления, в котором она была первоначально намагничена, и, наконец, чем больше анизотропная деформация частицы. В случае железных частиц, имеющих случайную ориентацию в образце, первая причина может дать среднюю для всех частиц коэрцитивную силу около 100 эрст. Вторая причина при тех же условиях и частицах в виде вытянутого сфероида дает $H_{c\text{ср}} = 820 (N_t - N_0)$ эрст., где N_0 и N_t — размагничивающие факторы частиц, соответственно, в направлении первоначального намагничивания и в любом направлении под прямым углом к нему, т. е. к длинной оси частицы. Таким образом, при отношении длинной оси частиц к малым осям, равным 2, получается

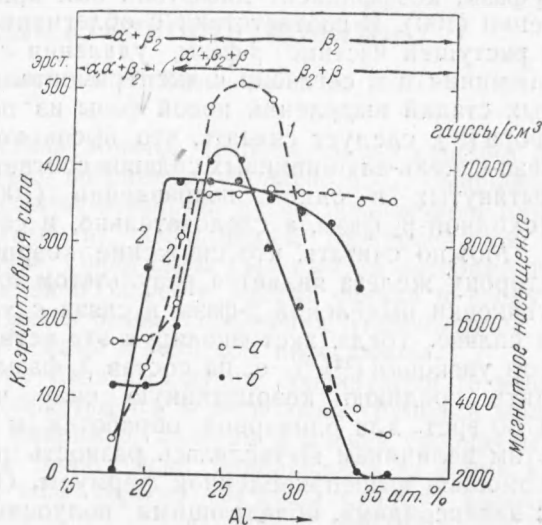


Рис. 2. Изменение H_c (1) и $4\pi I_\infty$ (2) в разрезе для 50 ат. % железа при оптимальной (а) и двойной (б) обработках

природе высокой коэрцитивности сплавов, подобных рассматриваемым и представляющих распределение дисперсных частиц ферромагнитной фазы в парамагнитной. Эти работы утверждают, что ферромагнитные частицы с линейными размерами 10^{-5} мм и меньше являются однодоменными и их перемагничивание происходит в результате процесса поворота полного магнитного момента частицы от одного направления легкого намагничивания в другое. Для этого необходимо, чтобы магнитная энергия, приобретенная частицей во внешнем перемагничивающем поле, была больше энергии, возникающей в результате вращения вектора намагничивания частицы. Последняя тем больше, чем выше магнитокристаллическая энергия анизотропии, чем больше вытянута форма частицы вдоль направления, в котором она была первоначально намагничена, и, наконец, чем больше анизотропная деформация частицы. В случае железных частиц, имеющих случайную ориентацию в образце, первая причина может дать среднюю для всех частиц коэрцитивную силу около 100 эрст. Вторая причина при тех же условиях и частицах в виде вытянутого сфероида дает $H_{c\text{ср}} = 820 (N_t - N_0)$ эрст., где N_0 и N_t — размагничивающие факторы частиц, соответственно, в направлении первоначального намагничивания и в любом направлении под прямым углом к нему, т. е. к длинной оси частицы. Таким образом, при отношении длинной оси частиц к малым осям, равным 2, получается

$H_{c\text{cp}} = 2500$ эрст., а при бесконечно большом отношении осей $H_{c\text{cp}} = 5100$ эрст. Наконец, третья причина может дать при указанных условиях максимальную коэрцитивную силу порядка $0,48 \cdot 600 = 290$ эрст.

Из сказанного видно, что в рассматриваемых нами сплавах при условии выделения однодоменных частиц β -фазы наиболее эффективной причиной для создания высокой коэрцитивной силы является наличие у этих частиц вытянутой формы. Было показано⁽⁵⁾, что в отожженном состоянии металлографически наблюдаются пластинчатые выделения β -фазы, причем плоскость этих пластин совпадает с плоскостью (100) исходной β_2 -фазы. Это объясняется тем, что, исходя из атомного механизма диффузии и строения кристаллической решетки β_2 -фазы, коэффициент диффузии был признан максимальным в направлении (100). В соответствии с облегчением притока железных атомов к растущей частице β -фазы, удаления с ее границ атомов никеля и алюминия и в согласии с экспериментальными исследованиями начальных стадий выделений новой фазы из пересыщенного твердого раствора⁽¹⁰⁾, следует считать, что высококоэрцитивному состоянию железо-никель-алюминиевых сплавов соответствует наличие частиц β -фазы, вытянутых в одном направлении (100) кристаллической решетки исходной β_2 -фазы, а следовательно, и самой выделяющейся фазы β ⁽¹¹⁾.

Можно считать, что снижение коэрцитивной силы от максимума в сторону железа является результатом влияния увеличения плотности упаковки выделений β -фазы в связи с увеличением объема последней в сплаве. Тогда, экстраполируя эти ветви по прямой на нулевой фактор упаковки⁽¹²⁾, т. е. на состав β_2 -фазы (6 ат. % Fe), можно определить среднюю коэрцитивную силу частиц. Она оказалась равной 1750 эрст. для одинарной обработки и 1250 эрст. для двойной. По этим величинам вычислялась разность размагничивающих факторов с помощью вышеприведенной формулы. Отождествляя частицы β -фазы с эллипсоидами, обладающими полуосями, $a > b > c$, и пользуясь соответствующими графиками⁽¹³⁾, можно определить отношение b/a , т. е. отношение ширины пластинок к их высоте. При малой толщине пластинок по сравнению с их наибольшим размером $c/a \leq 0,05$ получается, что $b = 5c$ для одинарной обработки и $b = 10c$ для двойной обработки. Таким образом, различие в состоянии сплава после оптимальных одинарной и двойной обработок может объясняться тем, что в первом случае пластины β -фазы уже, отношение b/a для них меньше, чем во втором. С этой точки зрения прохождение кривых H_c через максимум и снижение при малых содержаниях железа на рис. 1 объясняется приближением выделений β -фазы к более равноосной форме. Причина последнего может заключаться в уменьшении содержания железа в распадающемся твердом растворе, в силу чего выделения, возникнув, не растут и не приобретают неравновесной формы.

Институт общей и неорганической химии
им. Н. С. Курнакова
Академии наук СССР

Поступило
23 II 1951

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Б. Г. Лившиц, Высококоэрцитивные сплавы, 1945. ² W. Betteridge, Journ. Iron and Steel Inst., 139, 187 (1939). ³ А. С. Займовский и В. В. Усов, Металлы и сплавы в электротехнике, 1949. ⁴ W. Dappöhl, Arch. Eisenhüttenwes., 17, 321 (1942). ⁵ О. С. Иванов, ДАН, 78, № 6 (1951). ⁶ О. С. Иванов, Изв. сектора физ.-хим. анализа, 19, 503 (1950). ⁷ К. Киттель, Усп. физ. наук, 41, № 4, 452 (1950). ⁸ Е. И. Кондорский, ДАН, 70, № 2, 215 (1950). ⁹ Е. И. Кондорский, ДАН, 74, № 2, 213 (1950). ¹⁰ A. H. Geisler and J. K. Hill, Acta Crystallogr., 1, 238 (1948). ¹¹ А. Н. Комар, Докторская диссертация АН СССР, ЛФТИ, 1943. ¹² L. Weil, C. R., 225, 229 (1947). ¹³ J. A. Osborn, Phys. Rev., 67, 351 (1945).