

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Ю. СКАКОВ

**СТРУКТУРА ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
ДЛЯ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ**

(Представлено академиком Н. Т. Гудцовым 9 V 1951)

До последнего времени не существует экспериментальных данных о структуре сплавов типа альни в высококоэрцитивных состояниях. Нет единого мнения о характере превращений, приводящих к anomalously высоким значениям коэрцитивной силы. Более того, неясен ряд вопросов, относящихся к равновесным состояниям этих сплавов.

В настоящей работе была предпринята попытка подойти к решению проблемы высококоэрцитивности Fe-Ni-Al-сплавов путем изучения роли и особенностей фазового состава сплавов. С методической стороны этот подход обусловил выбор объектов исследования по признаку количественного соотношения фаз распада (β и β'). Методами металлографического анализа (световая и электронная микроскопия), измерений физических свойств и фазового анализа (химический и рентгеновский) исследовано несколько сплавов, содержащих от 33 до 70 ат. % Fe и расположенных на квазибинарном разрезе NiAl — Fe тройной системы Fe — Ni — Al. Основным объектом исследования явился высококоэрцитивный сплав 50-25-25 (содержащий около 50 ат. % Fe), по составу и свойствам близкий к промышленным сплавам альни.

1. Бредли и Тейлор (¹), авторы известной диаграммы Fe — Ni — Al, имели возможность с определенностью характеризовать лишь одну из фаз распада сплавов $\beta + \beta'$ -области, а именно, β -фазу, которая оказалась по составу близкой к чистому железу.

Использование в настоящей работе специально разработанной методики электролитического разделения фаз дало возможность получить непосредственные данные о составе фазы, богатой NiAl (β'). Состав NiAl-фазы после медленного охлаждения ($15^\circ/\text{час}$ от 1250°) сплавов довольно хорошо согласуется с рентгенографическими данными Бредли и Тейлора, ограничивающих область $\beta + \beta'$ со стороны NiAl примерно серединой концентрационного треугольника (около 30 ат. % Fe*).

Из сравнения данных химического анализа осадков из отожженных образцов и образцов, длительно отпущенных при 850° (100—200 час.), видно, что медленное охлаждение приводит к состоянию, соответствующему равновесию примерно при 850° . Длительный отпуск

* Диаграмма Бредли и Тейлора, как известно, строилась для сплавов, охлаждавшихся со скоростью $10^\circ/\text{час}$ от 1300° . Авторы считали возникавшие состояния равновесными при 500° .

при 650° (800 час.) приводит к значительному снижению содержания железа в NiAl-фазе (примерно до 10 ат. % Fe).

Сопоставление результатов фазового анализа для различных сплавов свидетельствует о направлении конод в области $\beta + \beta'$ на диаграмме от угла Fe к соединению NiAl.

Таким образом, показано, что граница $\beta + \beta'$ -области на диаграмме Бредли и Тейлора отвечает равновесию не при 500°, как указывают авторы диаграммы, а примерно 850°. Фазовый анализ подтверждает предположения Снека⁽²⁾ и О. Иванова⁽³⁾ о том, что область $\beta + \beta'$ при низких температурах простирается от угла Fe тройной диаграммы вплоть до соединения NiAl. Однако следует иметь в виду, что при медленном охлаждении ниже 800—850° происходит резкое торможение процесса выделения железа из упорядоченной NiAl-фазы. Очевидно, обычная термическая обработка Fe-Ni-Al-сплавов для постоянных магнитов, заключающаяся в непрерывном охлаждении с некоторой «критической» скоростью, также приводит к неполному выделению железной фазы.

Во всех исследованных сплавах превращения, происходящие в широком интервале температур, имеют один и тот же характер и сводятся при охлаждении ниже 875—900° к распаду высокотемпературного твердого раствора на две фазы, одна из которых близка к чистому железу, другая — твердый раствор на базе NiAl. Количественное соотношение равновесных фаз распада изменяется в соответствии с составом сплава: для сплава 70-15-15 (70 ат. % Fe) отмечается преобладание фазы, богатой Fe (β), для остальных сплавов — преобладание NiAl-фазы (β').

2. Принципиальное отличие равновесной структуры* распада сплава 70-15-15 от структур остальных сплавов выражается в различии форм выделений (см. рис. 1). Очевидно, что это отличие обусловлено только различным соотношением фаз распада. В сплаве 70-15-15 матрицей является Fe-фаза, выделением — NiAl-фаза, тогда как в остальных сплавах Fe-фаза выделяется на фоне NiAl-матрицы.

Известно, что образование новой фазы вызывает минимальную деформацию в том случае, если выделения имеют форму тонких пластинок. Следовательно, когда величина упругой энергии деформации имеет большое значение, новая фаза образуется и растет в виде тонкой пластинки. Этот случай имеет место для сплавов, содержащих 50 и менее ат. % Fe, где происходит образование Fe-фазы внутри жесткой и непластической NiAl-матрицы (рис. 1б). Наоборот, в случае выделения NiAl-фазы внутри пластичной железной матрицы можно ожидать, что разрыв упругой связи матрицы и выделений из-за пластической деформации матрицы произойдет раньше и доминирующее значение будет иметь стремление образований новой фазы к минимуму поверхностной энергии. И действительно, в сплаве 70-15-15 частицы NiAl-фазы имеют форму сфероидов (рис. 1а).

Опытами по непрерывному охлаждению сплавов от 1200° в широком интервале скоростей охлаждения показано, что именно в сплавах, содержащих 50 и менее ат. % Fe, достигается высокая коэрцитивная сила ($H_c \cong 500$ эрст.). В сплаве 70-15-15 ни непрерывное охлаждение, ни отпуск не приводят к более или менее высоким значениям коэрцитивной силы ($H_{c \text{ макс}}$ около 70—80 эрст.).

Сопоставляя эти данные с результатами структурных исследований, мы приходим к выводу, что необходимым условием для возникновения высококоэрцитивного состояния является преобладание в сплаве NiAl-фазы.

* Исследование проведено на электронном микроскопе ЭМ-100. Образцы препарировались полистирол-кварцевым методом.

3. Изменение структуры закаленного на твердый раствор сплава 50-25-25 в процессе отпуска при 850 и 750° изучалось в связи с изменением коэрцитивной силы. Для исследования были выбраны состояния сплава, соответствующие наиболее характерным точкам кривых изменения H_c в зависимости от времени отпуска. Изучение структур отпуска показало, что очевидная неоднородность структуры, связанная с образованием обогащенных железом участков твердого раствора, заметна уже после 10 мин. отпуска при 750°, когда $H_c = 210$ эрст., т. е. до максимума коэрцитивной силы. Распад начинается и проходит одновременно по всему объему зерна*. Пластинчатые выделения Fe-фазы располагаются по плоскостям куба NiAl-матрицы. Можно отметить наличие преимущественных ориентировок (по большей мере двух) в пределах одного зерна.

Толщина пластин выделений Fe-фазы после 200 час. отпуска при 850° ($H_c = 30$ эрст.) составляет 1000—1500 Å, после 10 час. ($H_c = 40$ эрст.) около 500—600 Å, а после 30 мин. ($H_c = 140$ эрст.) менее 200—300 Å.

Нам не удалось заметить каких-либо принципиальных отличий структур непрерывного охлаждения от структур отпуска возле максимума H_c . Эти состояния характеризуются вполне очевидной пластинчатой структурой распада (см. рис. 2 и 3). По имеющимся фотографиям можно лишь очень грубо оценить размеры пластинок Fe-фазы: длина пластинок — около 0,1 μ , ширина — порядка 0,01 μ ; толщина пластинок не поддается непосредственной оценке и по видимому лежит в пределах десятка межатомных расстояний.

Таким образом, совершенно опровергается гипотеза так называемого «диффузионного» твердения⁽⁴⁾ и подтверждается предположение⁽⁵⁾ о гетерогенности Fe-Ni-Al-сплавов в высококоэрцитивном состоянии.

4. Микроскопическое исследование не дает определенного ответа на вопрос о наличии или отсутствии когерентности фаз распада**. Рентгенографический анализ показал, что в образце сплава 50-25-25 после 800 час. отпуска при 650° ($H_c = 106$ эрст.) имеют место чрезвычайно сильные структурные напряжения, хотя структура образца соответствует довольно значительной степени коагуляции. Период решетки NiAl-фазы в сплаве примерно на 0,15% меньше периода той же фазы в изолированном состоянии (электролитически выделенный осадок из того же образца).

Таким образом, NiAl-фаза в сплаве находится в условиях сильного всестороннего сжатия. Надо полагать, что Fe-фаза испытывает столь же сильные растягивающие напряжения со стороны NiAl-матрицы. Грубая оценка этих напряжений по линейной относительной деформации решетки NiAl-фазы дает величину порядка 100 кГ/мм². Для того же сплава после 100 час. отпуска при 850° ($H_c = 35$ эрст.) разница значений периодов решетки изолированной NiAl-фазы и той же фазы в образце лежит в пределах ошибки ($\pm 0,02\%$).

Таким образом, в данном сплаве образование поверхности раздела фаз (потеря когерентности) происходит лишь в результате далеко зашедшего процесса коагуляции. Несомненно, наличие упругой связи фаз распада (и, следовательно, сильных структурных напряжений) является одной из причин высокой коэрцитивной силы. Однако снижение коэрцитивной силы при перестарении непосредственно не связано с потерей когерентности и снятием напряжений, а связано

* Только в сплавах, содержащих менее 40 ат. % Fe, наблюдалась тенденция к преимущественному выделению Fe-фазы по границам зерен.

** Кристаллографически фазы распада весьма близки. Максимальная разница периодов решетки фазы, богатой Fe (объемно-центрированный куб), и фазы богатой NiAl (сверхструктура типа CsCl), в наших опытах составляла примерно 0,3%.

прежде всего с укрупнением однородно-напряженных образований Fe-фазы.

5. Результаты настоящей работы приводят к заключению, что в основе высококоэрцитивности Fe-Ni-Al-сплавов лежит образование изолированных, однородно-напряженных и анизотропных по форме дисперсных выделений железной фазы внутри слабо магнитной NiAl-матрицы. Повидимому, в высококоэрцитивном состоянии сплава эти участки Fe-фазы имеют однодоменную структуру. Поскольку в данном случае однодоменные образования представляют собой выделения фазы, близкой по составу к чистому железу, обладающему сравнительно небольшой по величине константой магнитной анизотропии, причину высокой коэрцитивной силы следует искать в анизотропии формы частиц Fe-фазы и в текстуре напряжений внутри этих частиц.

Московский институт стали
им. И. В. Сталина

Поступило
9 V 1951

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ A. Bradley and A. Taylor, Proc. Roy. Soc., A, **166**, 353 (1938). ² J. Snоек, Physica, **6**, 321 (1939). ³ О. С. Иванов, Изв. спектра физ.-хим. анализа, **19**, 503 (1949). ⁴ J. Snоек, Probleme der technischen Magnetisierungskurve, 1938, S. 73. ⁵ Б. Г. Лившиц, Тр. МИС, сборн. **18** (1941).

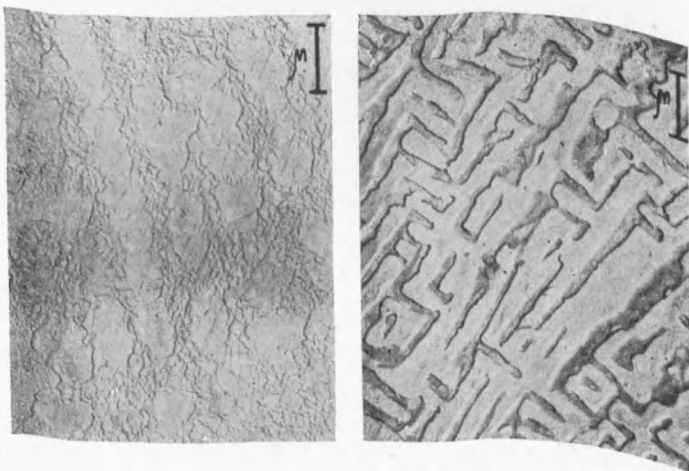


Рис. 1. Отпуск при 850° 200 час. *a* — сплав 70-15-15, $H_c = 27$ эрст.; *б* — сплав 50-25-25, $H_c = 30$ эрст.

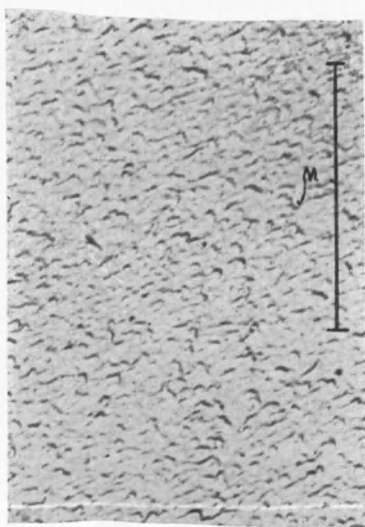


Рис. 2. Сплав 50-25-25. Отпуск при 850° 2 мин., $H_c = 280$ эрст.

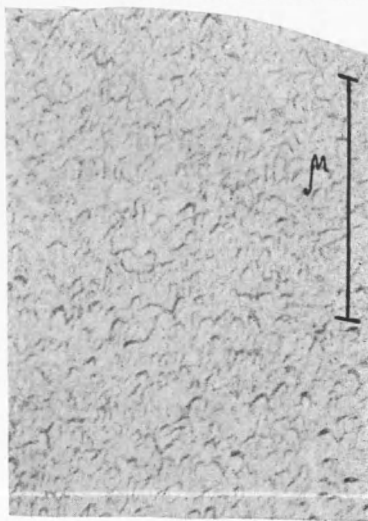


Рис. 3. Сплав 50-25-25. Охлаждение на воздухе от 1200° , $H_c = 500$ эрст.