

ФИЗИЧЕСКАЯ ХИМИЯ

О. С. ИВАНОВ

**ОСНОВНЫЕ ЧЕРТЫ ФАЗОВОГО РАВНОВЕСИЯ  
В ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНЫХ Fe — Ni — Al СПЛАВАХ**

*(Представлено академиком Г. Г. Уразовым 24 IV 1951)*

Несмотря на ряд работ (<sup>1-4</sup>) о фазовом равновесии в системе железо — никель — алюминий в области составов, отвечающих высококоэрцитивным сплавам, еще не существует единого экспериментально обоснованного мнения по этому вопросу. Разъяснение его крайне необходимо для правильного понимания свойств данных сплавов и их поведения при термической обработке. Ниже излагаются некоторые результаты нашего исследования указанной системы.

Для характеристики тройной диаграммы системы Fe — Ni — Al особенно показательны фазовые состояния сплавов луча Fe — NiAl и перпендикулярного к нему луча для 50 ат. % железа. Исследование физических свойств, микроструктуры, кристаллической решетки сплавов в отожженном и закаленном состояниях, а также изучение их расширения и электросопротивления в зависимости от температуры при нагреве и охлаждении позволили выработать политермические диаграммы указанных лучей в том виде, как они представлены на рис. 1 и 2.

На первой диаграмме существенным является то, что двухфазная область  $\beta + \beta_2$  подходит вплотную к соединению NiAl. Двухфазное состояние отожженных сплавов (скорость охлаждения  $10^\circ$  в час с  $1100$  до  $500^\circ$ ), содержащих менее 35 ат. % железа, обнаруживается по большому значению коэрцитивной силы и соответствующему ходу кривой удельного электросопротивления. Первая для двухфазных сплавов  $\beta + \beta_2$  непрерывно растет с уменьшением содержания железа и достигает максимальной величины 367 эрст. при 15 ат. % его (<sup>5</sup>). Такая закономерность является естественной с точки зрения существования однодоменных выделений ферромагнитной фазы и едва ли может быть объяснена теорией коэрцитивной силы, опирающейся на градиент напряжений и обменного интеграла. Двухфазность сплавов данного состава подтверждается аномальным ростом электросопротивления и объема при нагреве выше  $500^\circ$  по мере приближения к границе, выше которой на рис. 1 лежит область однофазного состояния  $\beta_2$ . При охлаждении даже со скоростью порядка  $360^\circ$  в час наблюдается обратное изменение свойств с небольшим переохлаждением. Эти аномалии свидетельствуют, соответственно, о растворении и выделении  $\beta$ -фазы, как указывается диаграммой луча Fe — NiAl. Дополнительным подтверждением является то, что после закалки с  $875^\circ$  сплавы, содержащие менее 37,5 ат. % железа, обладают коэрцитивной силой менее 0,2 эрст., что может быть свойственно только однофазному состоянию.

Фазе  $\beta_2$ , представляющей твердый раствор на основе соединения

NiAl, свойственна сверхструктура, поэтому можно было бы заподозрить в качестве второй возможной причины наблюдающихся аномалий разупорядочение и упорядочение этой фазы. Однако такое предположение опровергается результатами рентгеновского исследования закаленных с  $1100^\circ$  сплавов. Начиная от соединения NiAl и до 65 ат. % железа рентгенограммы имеют сверхструктурные линии, свойственные упорядочению типа NiAl. В то же время коэрцитивная сила составляет очень маленькую величину, менее 0,2 эрст. Последнее делает невероятным дополнительное предположение, что упорядочение произошло во время закалки.

Кривая, ниже которой лежит двухфазная область  $\beta + \beta_2$ , проходит через максимум при 70 ат. % железа. Так как луч Fe — NiAl идет параллельно конодам двухфазной области  $\beta + \beta_2$ , то слева от максимума выделяющейся фазой является  $\beta_2$ , а справа от него, наоборот,  $\beta$ . Интересно отметить, что выделившаяся  $\beta_2$ -фаза существует в отожженных сплавах в виде сфероидов, а  $\beta$ -фаза в виде пластинок (рис. 3 на вкл.). Это можно было бы объяснить тем, что в первом случае энергия связи атомов в исходном твердом растворе меньше, чем во втором. Следовательно, меньше и энергия активации, которую должны приобрести атомы для участия в образовании зародышей и в их последующем росте. Это приводит к увеличению числа зародышей и более свободному росту во всех направлениях. Малое число зародышей и затрудненность их роста во втором случае обуславливает пластинчатую форму выделений  $\beta$ -фазы. Сопоставляя представленные на рис. 1 условия распада на

смесь  $\beta + \beta_2$  с величиной коэрцитивной силы отожженных сплавов, следует отметить, что большие величины ее соответствуют выделению малых количеств  $\beta$ -фазы внутри парамагнитного  $\beta_2$ -твердого раствора. При обратном соотношении фаз коэрцитивная сила ниже на порядок величин.

Как можно видеть из микроструктуры сплава с 70 ат. % железа, пластинчатое строение смеси  $\beta + \beta_2$  имеет вполне определенную ориентировку внутри каждого зерна исходного твердого раствора. Так как пластинки такого размера могли возникнуть лишь в результате постепенного роста, то определенная ориентировка их указывает на анизотропию коэффициента диффузии. Простые соображения приводят к выводу, что для объемноцентрированной кубической решетки коэффициент диффузии максимален в направлении ребра куба, а растущие с максимальной скоростью пластинки должны быть параллельны

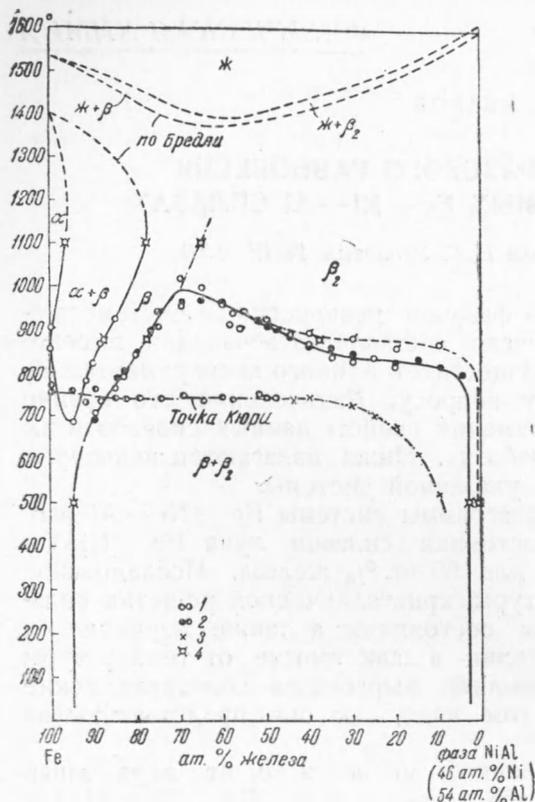


Рис. 1. Политермическая диаграмма разреза Fe — NiAl: 1 — по dilatометрическим кривым; 2 — по кривым электросопротивления — температура; 3 — по кривым  $4\pi I_\infty$  — температура; 4 — по физическим свойствам и микроструктуре

плоскости куба исходного твердого раствора. Наблюдаемое на микрофотографии соответствует сделанному выводу. В правой части находится зерно, в котором сечения пластинок имеют только два взаимноперпендикулярных направления. Подробное геометрическое рассмотрение показывает, что такое положение может получиться лишь в том случае, если плоскости пластинок, как сказано выше, параллельны грани (100) исходной фазы.

Так как представленная на рис. 1 диаграмма относится к лучу, идущему в тройной системе Fe — Ni — Al от железа в точку 46 ат. % Ni и 53 ат. % Al, то пунктиром дана часть аналогичной кривой, точно соответствующая лучу Fe — NiAl. Как видно, все изменение состоит в том, что последняя располагается несколько выше первой. Указанным отклонением рассматриваемого луча от направления Fe — NiAl и, следовательно, от направления конод вызвано понижение ферромагнитной точки Кюри  $\beta$ -фазы. По мере продвижения вдоль луча слева направо  $\beta$ -фаза обогащается алюминием, а затем и никелем. Следует отметить, что область  $\beta + \beta_2$  не достигает поверхности солидуса и нет никаких экспериментальных или теоретических оснований тянуть ее до  $1350^\circ$ , как это сделано в работе (4).

Политермическая диаграмма разреза для 50 ат. % железа (см. рис. 2) дает представление о характере равновесия гранецентрированной кубической фазы  $\alpha$  (аустенит) с фазами  $\beta + \beta_2$ . Как видно, область существования  $\alpha$ -фазы при высокой температуре близко подходит к району составов высококоэрцитивных сплавов (50 ат. % Fe; 25 ат. % Ni и 25 ат. % Al). Таким образом, повышенное содержание никеля, углерода, марганца, меди или других элементов, стабилизирующих гранецентрированную решетку железа, должно вызывать в данных сплавах появление  $\alpha$ -фазы. При понижении температуры область  $\alpha + \beta + \beta_2$  непрерывно отступает в сторону более низкого содержания алюминия. При этом  $\alpha$ -фаза превращается в эвтектоидную смесь  $\beta + \beta_2$  так, что ниже  $500^\circ$  все сплавы от 21 до 24 ат. % алюминия в смысле присутствующих фаз одинаковы. Однако по микроструктуре они распадаются на две группы. До 24 ат. % алюминия видны существовавшие при высокой температуре и затем претерпевшие указанное выше превращение крупные выделения  $\alpha$ -фазы (см. рис. 3).

В литературе высказывалось мнение, что в высококоэрцитивных сплавах в районе  $850^\circ$  имеет место выделение  $\alpha$ -фазы, которая затем претерпевает мартенситное превращение. Этим объясняют преимущество одинарной обработки перед двойной (6, 7). Согласно этому взгляду, область трехфазного состояния  $\alpha + \beta + \beta_2$  при  $850^\circ$  сильно вдается в сторону высоких содержаний алюминия, отступая назад выше и ниже

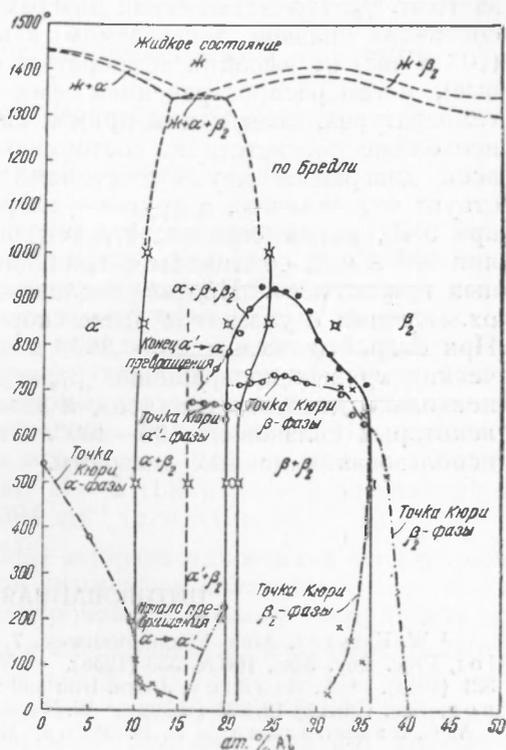


Рис. 2. Политермическая диаграмма разреза для 50 ат. % железа

Указанной температуры. Приведенная на рис. 2 диаграмма опровергает это мнение. В сплавах, в которых  $\alpha$ -фаза не существует при высокой температуре, она не может появиться и в процессе охлаждения при  $850^\circ$ .

Фаза  $\alpha$  склонна к переохлаждению и при содержании алюминия 21—16 ат. % претерпевает мартенситное превращение  $\alpha \rightarrow \alpha'$ . Таким образом, априори можно сказать, что если при охлаждении до комнатной температуры достигалось бы истинное равновесие, то во всяком случае, трехфазная область  $\alpha + \beta + \beta_2$ , а может быть, и двухфазная область  $\beta + \beta_2$  заходили бы в сторону малых содержаний алюминия за 16 ат. %. Представленная диаграмма показывает различие в фазовом состоянии сплавов, достигаемом в процессе медленного охлаждения ( $10^\circ$  в час) от высоких температур, с одной стороны (сплошные кривые), и тем распространением фаз, которое получается при тех же температурах, если к ним прийти снизу (пунктирные кривые). Последнее ближе соответствует состоянию равновесия. Чтобы не изображать всей диаграммы двумя системами линий, одна из которых соответствует охлаждению, а другая — нагреву, границы распространения фаз при  $500^\circ$ , когда еще достигается равновесие при скорости охлаждения  $10^\circ$  в час, соединены с границами фазовых областей, установленными при нагреве. Против последних границы фазовых областей при охлаждении с указанной выше скоростью будут несколько понижены. При скорости охлаждения  $360^\circ$  в час во время записи дилатометрических кривых превращение  $\beta_{12} \rightarrow \beta_2 + \beta$  переохлаждалось иногда на несколько десятков градусов, а эвтектоидный распад  $\alpha \rightarrow \beta + \beta_2$  для некоторых сплавов на  $100$ — $200^\circ$ . Отмеченное надо иметь в виду при использовании данных диаграмм.

Поступило  
26 II 1951

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> W. Köster, Arch. Eisenhüttenwes., 7, 257 (1933). <sup>2</sup> A. Bradley and A. Taylor, Proc. Roy. Soc., 166 A, 353 (1938). <sup>3</sup> W. Dannehl, Arch. Eisenhüttenwes., 17, 321 (1942). <sup>4</sup> A. Bradley, Journ. Iron and Steel Inst., Sept. 19 (1949). <sup>5</sup> О. С. Иванов, Изв. СФХА, 19, 503 (1950). <sup>6</sup> W. Dannehl, Arch. Eisenhüttenwes., 17, 379 (1942). <sup>7</sup> А. С. Займовский и В. В. Усов, Металлы и сплавы в электротехнике, 1949.