

ERSH-TP68-0113

АКАДЕМИЯ НАУК СССР

NOV 12 1968

NOV 12 1968

(ЗН)
ЖУРНАЛ
ФИЗИЧЕСКОЙ ХИМИИ
ZHURNAL
PH. ZH
Khimii

Том XLII

Volume 42

(ОТДЕЛЬНЫЙ ОТТИСК)

"Epsilon Phase in an Iron Manganese System and High Uniform Pressures," published in Zh. Fiz. Khiml., 42, 3, pages 748-54, 1968.

3

МОСКВА · 1968

УДК 541.122.2:541.11

**ϵ -ФАЗА В СИСТЕМЕ Fe — Mn и ВЫСОКИЕ ВСЕСТОРОННИЕ
ДАВЛЕНИЯ**

T. P. Ershova E. G. Pomyatovskii I. L. Aptekar
Т. П. Ершова, Е. Г. Помятовский, И. Л. Аптекар

Проведен термодинамический анализ стабильных и метастабильных фазовых равновесий в сплавах железо — марганец, богатых железом. Рассчитаны линии равновесий $\alpha - \gamma$, $\gamma - \epsilon$ и $\alpha - \epsilon$ для атмосферного давления и давлений 30 и 40 кбар. Построена диаграмма метастабильных (бездиффузионных) равновесий и рассмотрено влияние давления на эту диаграмму. Показано, что ϵ -фаза, образующаяся в системе железо — марганец при атмосферном давлении является твердым раствором на базе ϵ -фазы высокого давления чистого железа и при атмосферном давлении метастабильна во всем интервале температур и концентраций. Как показал расчет, начиная с ~ 40 кбар на фазовой диаграмме Fe — Mn появляется область стабильной устойчивости ϵ -фазы; эта область расширяется с повышением давления.

В некоторых сплавах в результате различных обработок при атмосферном давлении образуются фазы, о природе которых в литературе нет единого мнения. Во многих случаях остаются открытыми вопросы о том, являются ли подобные фазы стабильно или метастабильно устойчивыми в каком-либо интервале температур и концентраций или они соответствуют промежуточным состояниям, связанным с кинетикой фазовых переходов. Не находит объяснения также высокая чувствительность кинетики образования таких фаз к условиям термической и механической обработки сплавов.

Для решения этих вопросов весьма полезно исследование фазовых равновесий в сплавах и чистых компонентах при высоких всесторонних давлениях. Рассмотрим с этой точки зрения вопрос о месте ϵ -фазы в системе железо — марганец.

ϵ -фаза в системе Fe — Mn. Равновесная диаграмма состояния богатых железом сплавов железо — марганец [1] состоит из широкой двухфазной области ($\alpha + \gamma$), расположенной между областями α - и γ -фаз. В связи с вялостью процессов диффузионного распада γ -фаза легко переохлаждается, и наряду с равновесным распадом, наблюдаются два бездиффузионных мартенситных превращения: $\gamma \rightarrow \alpha'$ в сплавах, содержащих до 15% Mn, и $\gamma \rightarrow \epsilon$ в сплавах с 7,5—32% Mn [2]. Поэтому помимо равновесной диаграммы состояния системы железо — марганец, дополнительно указывают кривые, соответствующие температурам (или интервалам) прямых и обратных $\gamma \rightleftharpoons \alpha'$ и $\gamma \rightleftharpoons \epsilon$ мартенситных превращений.

Относительно того, что представляет собой ϵ -фаза, имеется ряд противоречивых высказываний [3—9]. В последние годы обнаружено, что чистое железо при высоких давлениях переходит в новую ϵ -модификацию с гексагональной плотноупакованной структурой [10—12]. Определено положение линий равновесия $\alpha - \gamma$, $\alpha - \epsilon$ и $\gamma - \epsilon$ -фаз в $P - T$ -области [13]. Есть основания утверждать, что гексагональная плотноупакованная ϵ -фаза в системе железо — марганец является твердым раствором марганца в ϵ -модификации железа.

Действительно, экстраполяции линии метастабильного равновесия ($T_0^{\gamma-\varepsilon}$) мартенситных γ - и ε -фаз* и линии концентрационной зависимости удельного объема железомарганцевых сплавов при атмосферном давлении к чистому железу дают значения $T_{Fe}^{\gamma-\varepsilon} = 530^\circ \text{K}$ и $V_{Fe}^{\varepsilon} = 6,73 \text{ см}^3/\text{моль}$ [14]. Эти данные удовлетворительно согласуются с соответствующими значениями, полученными при экстраполяции к атмосферному давлению свойств чистого железа в $P - T$ -области ($T_{Fe}^{\gamma-\varepsilon} = 470^\circ \text{K}$ [13] и $V_{Fe}^{\varepsilon} = 6,81 \text{ см}^3/\text{моль}$ [12]).

Результаты исследований при высоких давлениях дают возможность не только отождествить ε -фазу железомарганцевых сплавов с ε -модификацией железа, но и позволяют определить свободную энергию ε -фазы чистого железа $F_{Fe}^{\varepsilon}(T)$, что открывает путь для термодинамического анализа $T - c - P$ -фазовой диаграммы системы железо — марганец с учетом ε -фазы.

Свободная энергия ε -фазы чистого железа. Свободная энергия ε -модификации чистого железа определялась нами с помощью специально проведенного расчета $T - P$ -диаграммы чистого железа, результаты которого будут подробно изложены в отдельной статье. В основу расчета были положены экспериментальная $T - P$ -диаграмма чистого железа [13], значения свободных энергий α - и γ -модификаций железа $F_{Fe}^{\alpha}(T)$ и $F_{Fe}^{\gamma}(T)$ [15], а также допущение о независимости объемных эффектов $\alpha - \gamma$, $\gamma - \varepsilon$ и $\alpha - \varepsilon$ -превращений железа от температуры и давления. При этом использовался метод разбиения свободной энергии на дебаевскую, магнитную и электронную части [16]; магнитная часть свободной энергии ε -Fe, как и в работе [16], принималась равной нулю. Найденная таким путем свободная энергия ε -Fe описывается выражением

$$F_{Fe}^{\varepsilon}(T), [\text{кал}/\text{моль}] = H_0^{\varepsilon} + f\left[\frac{\theta^{\varepsilon}}{T}\right] - \frac{1}{2} \gamma^{\varepsilon} T^2 \quad (1)$$

при следующих значениях параметров: энтальпии ε -Fe при абсолютном нуле $H_0^{\varepsilon} = 1053 \text{ кал}/\text{моль}$, дебаевской температуре $\theta^{\varepsilon} = 388^\circ \text{K}$, коэффициенте электронной теплоемкости $\gamma^{\varepsilon} = 12 \cdot 10^{-4} \text{ кал}/\text{моль} \cdot \text{град}$; $f[\theta^{\varepsilon}/T]$ — табулируемая дебаевская функция свободной энергии [17].

Выполненный расчет позволил также определить усредненные по температурам и давлениям объемные эффекты $\alpha - \gamma$, $\gamma - \varepsilon$ и $\alpha - \varepsilon$ -превращений чистого железа:

$$\Delta V_{Fe}^{\alpha-\gamma} = -0,138 \text{ см}^3/\text{моль}, \quad (2a)$$

$$\Delta V_{Fe}^{\gamma-\varepsilon} = -0,164 \text{ см}^3/\text{моль}, \quad (2b)$$

$$\Delta V_{Fe}^{\alpha-\varepsilon} = -0,302 \text{ см}^3/\text{моль}, \quad (2в)$$

Расчет $T - c - P$ -диаграммы системы железо — марганец. Проведем в приближении совершенных растворов расчет линий фазовых равновесий при атмосферном давлении и исследуем влияние давления на положение этих линий.

Термодинамический потенциал G i -фазы ($i - \alpha, \gamma, \varepsilon$) сплавов железо — марганец как функция концентрации марганца c , температуры T и давления P записывается в принятом приближении следующим образом:

$$G_{Fe-Mn}(c, T, P) = G_{Fe}^i(T, P) \cdot (1 - c) + G_{Mn}^i(T, P) c - RT[(1 - c) \ln(1 - c) + c \ln c], \quad (3)$$

* За температуру метастабильного равновесия мартенситных γ - и ε -фаз в системе железо — марганец приближенно принимали среднюю температуру между температурами прямого и обратного превращений.

где

$$G^i(T, P) = F^i(T, P) + PV^i(T, P). \quad (4)$$

В этих уравнениях R — универсальная газовая постоянная, F^i и V^i — свободная энергия и объем i -фазы.

Используя основное условие фазовых равновесий — равенство химических потенциалов данного компонента в фазах равновесного состава и термодинамические соотношения

$$\mu_{\text{Fe}}^i(c_i, T, P) = G_{\text{Fe-Mn}}^i(c_i, T, P) + (1 - c_i) \frac{\partial G_{\text{Fe-Mn}}^i(c_i, T, P)}{\partial c_i}, \quad (5a)$$

$$\mu_{\text{Mn}}^i(c_i, T, P) = G_{\text{Fe-Mn}}^i(c_i, T, P) - c_i \frac{\partial G_{\text{Fe-Mn}}^i(c_i, T, P)}{\partial c_i}, \quad (5b)$$

получаем уравнения равновесия i - и j -фаз в виде

$$\Delta F_{\text{Mn}}^{i-j}(T, P) + RT \ln \frac{c_j}{c_i} + P \Delta V_{\text{Mn}}^{i-j}(T, P) = 0, \quad (6a)$$

$$\Delta F_{\text{Fe}}^{i-j}(T, P) + RT \ln \frac{1 - c_j}{1 - c_i} + P \Delta V_{\text{Fe}}^{i-j}(T, P) = 0. \quad (6b)$$

В этих соотношениях $\Delta F_{\text{Fe}}^{i-j}$, $\Delta F_{\text{Mn}}^{i-j}$ и $\Delta V_{\text{Fe}}^{i-j}$ и $\Delta V_{\text{Mn}}^{i-j}$ — разности свободных энергий и удельных объемов α -, γ - и ε -фаз железа и виртуальных состояний марганца, имеющих структуру α -, γ - и ε -фаз железа соответственно.

Анализ данных различных авторов о периодах решеток α -, γ - и ε -фаз сплавов железо — марганец, проведенный в работе [14], показал, что $\Delta V_{\text{Fe-Mn}}^{\alpha-\gamma}$, $\Delta V_{\text{Fe-Mn}}^{\alpha-\varepsilon}$ и $\Delta V_{\text{Fe-Mn}}^{\gamma-\varepsilon}$ при комнатной температуре практически не зависят от состава. Допуская, что этот вывод справедлив для всех температур и давлений можно принять, что

$$\Delta V_{\text{Fe-Mn}}^{i-j} \approx \Delta V_{\text{Fe}}^{i-j} \approx \Delta V_{\text{Mn}}^{i-j}. \quad (7)$$

На основании этого в соотношении (6a) величину $\Delta V_{\text{Mn}}^{i-j}$ можно заметить величиной $\Delta V_{\text{Fe}}^{i-j}$. Поскольку зависимости $\Delta V_{\text{Fe}}^{i-j}$ от температуры и давления для всех трех фазовых превращений чистого железа ($\alpha - \gamma$, $\gamma - \varepsilon$ и $\alpha - \varepsilon$) не известны, пришлось допустить также, что $\Delta V_{\text{Fe}}^{i-j}$ от T и P не зависят, и в расчете диаграммы Fe — Mn использовать усредненные значения объемных эффектов [см. (2a), (2b) и (2в)].

Поскольку мы не учитываем сжимаемости фаз, имеют место соотношения

$$\Delta F_{\text{K}}^{i-j}(T, P) \approx \Delta F_{\text{K}}^{i-j}(T, 0) \equiv \Delta F_{\text{K}}^{i-j}(T), \quad (8)$$

где K — это Fe или Mn. Выражение (8) дает возможность использовать при расчете значения разностей свободных энергий различных фаз железа, определенные при атмосферном давлении [15].

Принимая, что $\Delta F_{\text{Mn}}^{\alpha-\gamma}$ является линейной функцией температуры, и, используя данные, взятые из равновесной диаграммы системы Fe — Mn [1], получим

$$\Delta F_{\text{Mn}}^{\alpha-\gamma}(T) [\text{кал/моль}] = -4550 + 2,25T. \quad (9)$$

Рассчитанные при помощи соотношений (2a), (3), (4), (6), (7) и (8) и данных для $\Delta F_{\text{Fe}}^{\alpha-\gamma}(T)$ из работы [15] линии $\alpha/\alpha + \gamma$ и $\alpha + \gamma/\gamma$ равновесий при $P = 1$ атм, 30 и 40 кбар показаны на рис. 1—3.

Для расчета фазовых равновесий при наличии ϵ -фазы необходимо знать величины $\Delta F_{\text{Mn}}^{\gamma-\epsilon}(T)$ и $\Delta F_{\text{Mn}}^{\alpha-\epsilon}(T)$. $\Delta F_{\text{Mn}}^{\gamma-\epsilon}(T)$ можно определить, допустив, как и в случае $\Delta F_{\text{Mn}}^{\alpha-\gamma}(T)$, что она является линейной функцией температуры:

$$\Delta F_{\text{Mn}}^{\gamma-\epsilon}(T) = k_1 + k_2 T,$$

где k_1 и k_2 — константы. Из экспериментальных исследований, проведенных в работе [14], следует, что для сплава с 22,5 ат. % Mn температура $T_0^{\gamma-\epsilon}$ метастабильного равновесия мартенситных γ - и ϵ -фаз имеет значение 400° К, а наклон кривой $T_0^{\gamma-\epsilon}$ к оси давлений при этом равен 4,5 град/кбар. Используя эти данные, и учитывая, что на кривой $T_0^{\gamma-\epsilon}$:

$$\Delta G_{\text{Fe-Mn}}^{\gamma-\epsilon}(c_0, T_0, P) = \Delta F_{\text{Fe}}^{\gamma-\epsilon}(T_0, P) \cdot (1 - c_0) + \Delta F_{\text{Mn}}^{\gamma-\epsilon}(T_0, P) c_0 + P \Delta V_{\text{Fe-Mn}}^{\gamma-\epsilon}(c_0, T_0, P_0), \quad (10)$$

можно определить k_1 и k_2 . Применяя к уравнению (10) соотношения (7) и (8), определяя значения $\Delta F_{\text{Fe}}^{\gamma-\epsilon}(T_0)$ при помощи данных работы [15] и уравнения (4), и подставляя $\Delta V_{\text{Fe-Mn}}^{\gamma-\epsilon}$ из уравнения (26), получаем выражение для $\Delta F_{\text{Mn}}^{\gamma-\epsilon}(T)$ в виде

$$\Delta F_{\text{Mn}}^{\gamma-\epsilon}(T) [\text{кал/моль}] = 791 - 1,07T.$$

Теперь имеются все данные, необходимые для расчета границ областей $\epsilon/\epsilon + \gamma$ и $\epsilon + \gamma/\gamma$. Расчет проведен для атмосферного давления $P = 0$ кбар и давлений 30 и 40 кбар (рис. 1—3).

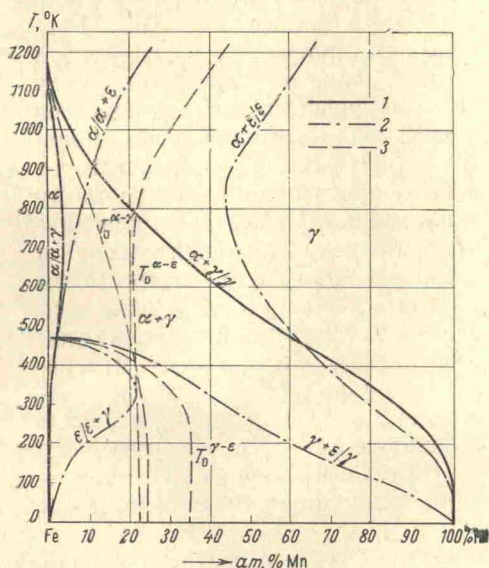


Рис. 1

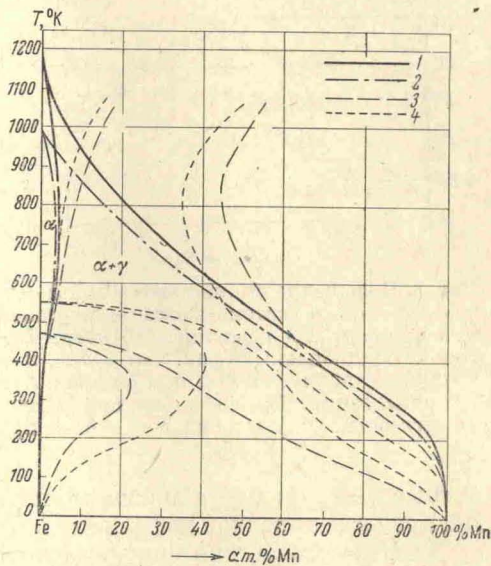


Рис. 2

Рис. 1. Рассчитанные линии равновесий $\alpha - \gamma$, $\gamma - \epsilon$ и $\alpha - \epsilon$ в системе железо — марганец при атмосферном давлении: 1 — границы стабильных фаз, 2 — границы метастабильных фаз, 3 — диаграмма метастабильных бездиффузионных мартенситных равновесий

Рис. 2. Положение линий равновесий $\alpha - \gamma$, $\gamma - \epsilon$ и $\alpha - \epsilon$ в системе железо — марганец при 1 атм и под давлением 30 кбар: 1 — границы стабильных фаз при 1 атм, 2 — границы стабильных фаз при 30 кбар, 3 — границы метастабильных фаз при 1 атм, 4 — границы метастабильных фаз при 30 кбар

Рассчитаны также кривые $\alpha/\alpha + \epsilon$ и $\alpha + \epsilon/\epsilon$ при тех же давлениях (рис. 1—3). Величины $\Delta F_{\text{Fe}}^{\alpha-\epsilon}(T)$ и $\Delta F_{\text{Mn}}^{\alpha-\epsilon}(T)$, необходимые для этого расчета, получены сложением соответствующих разностей свободных энергий для $\alpha - \gamma$ и $\gamma - \epsilon$ -превращений.

Вид рассчитанной для атмосферного давления диаграммы $\alpha - \gamma$ равновесия близок к виду экспериментальной диаграммы [1]. При атмосферном давлении ϵ -фаза не имеет области стабильности при всех температурах и для всех составов. Приложение высокого всестороннего давления сдвигает линии фазовых равновесий. На рис. 2 сопоставлены рассчитанные фазовые $T - c$ -диаграммы при 1 атм и 30 кбар. Линии $\alpha/\alpha + \gamma$ и $\alpha + \gamma/\gamma$ заметно сместились в сторону более низких температур и меньших концентраций марганца.

При давлении 30 кбар равновесными по-прежнему остаются только α - и γ -фазы. Однако с повышением давления относительная термодинамическая устойчивость наиболее плотной ϵ -фазы увеличивается. При давлении 40 кбар (рис. 3) на фазовой диаграмме при содержаниях марганца $\sim 43 \div 50$ ат. % и температурах 430—520° К появляется область стабильной устойчивости ϵ -фазы. Слева и справа от нее расположены двухфазные области $\alpha + \epsilon$ и $\epsilon + \gamma$.

При дальнейшем увеличении давления область стабильной устойчивости ϵ -фазы будет непрерывно расширяться, а при давлении выше 110 кбар ϵ -фаза в некотором интервале температур будет стабильной и для чистого железа.

Расчет $T - c - P$ -диаграммы бездиффузионных мартенситных превращений в системе Fe—Mn. Равновесная диаграмма состояний в системе железо—марганец, ввиду вялости диффузионных процессов в γ -фазе при температурах, меньших 600—700° С, соответствует либо чрезвычайно медленному охлаждению γ -фазы, либо длительному отпуску мартенситных α' - и ϵ -фаз. В сплавах с содержанием марганца больше 3—4% даже медленное охлаждение не сопровождается распадом и приводит к переохлаждению γ -фазы. Как уже указывалось, переохлажденная γ -фаза в сплавах Fe—Mn в зависимости от состава претерпевает мартен-

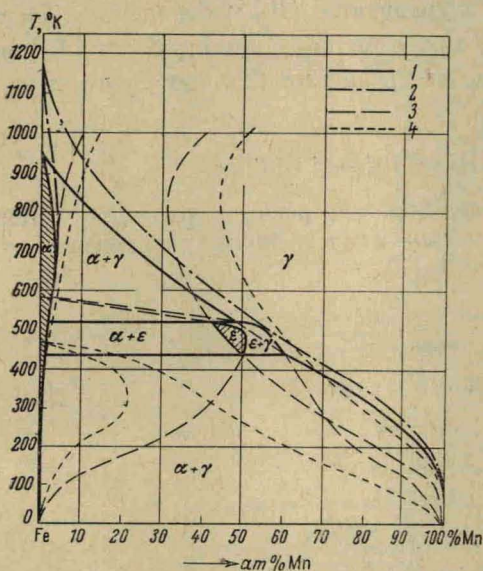


Рис. 3. Положение линий равновесий $\alpha - \gamma$, $\gamma - \epsilon$ и $\alpha - \epsilon$ в системе железо—марганец при 1 атм и под давлением 40 кбар: 1 — границы стабильных фаз при 1 атм, 2 — границы стабильных фаз при 40 кбар, 3 — границы метастабильных фаз при 1 атм, 4 — границы метастабильных фаз при 40 кбар

ситные $\gamma \rightarrow \alpha'$ и $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения как при дальнейшем охлаждении, так и в процессе холодной деформации.

Следовательно, для широкого интервала температур и составов наблюдаемые превращения в железо-марганцевых сплавах описывает не рассчитанная выше равновесная диаграмма состояний, а диаграмма метастабильных бездиффузионных равновесий, которая образована линиями $T_0^{i-j}(P, c)$ фазового равновесия между α -, γ - и ϵ -фазами при отсутствии процессов перераспределения компонентов. Вдоль кривых $T_0^{i-j}(P, c)$ удовлетворяется условие

$$\Delta G_{\text{Fe-Mn}}^{i-j}(c_0, T_0, P) = 0.$$

Попарно приравняв выражения для термодинамических потенциалов α -, γ - и ϵ -фаз (см. уравнение (3)) при заданных P и T_0 , можно определить концентрацию c_0 , и построить линии $T_0^{i-j}(c_0)$ для разных давлений. Рассчитанные линии $T_0^{i-j}(c_0)$ при атмосферном давлении нанесены на рис. 1 пунктиром. На рис. 4 показано смещение линий диаграммы метастабильных бездиффузионных равновесий под влиянием давления в 30 кбар.

Из рис. 1 и 4 видно, что ϵ -фаза при атмосферном давлении имеет область метастабильной устойчивости, простирающуюся от ~ 20 до ~ 36 ат. % Мп. Этот вывод хорошо согласуется с литературными данными. В сплавах указанного интервала концентраций наблюдаются только превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$ или $\alpha \rightarrow \epsilon$, в то время как в сплавах, содержащих менее 20 ат. % Мп, имеют место превращения типа $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\epsilon \rightarrow \alpha$ [18]. Расчетная метастабильная диаграмма бездиффузионных равновесий показывает также, в соответствии с результатами опытов, что ϵ -фаза может быть промежуточным звеном в $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении только для сплавов с содержанием марганца, меньшим 20 ат. %. В области же метастабильной устойчивости ϵ -фазы промежуточной при $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращении будет α -фаза. Таким образом, то обстоятельство, что при комнатной температуре железо-марганцевые сплавы в зависимости от состава и режимов предшествующих термических и механических обработок могут находиться в однофазном, двухфазном и трехфазном состояниях, соответствует результатам нашего расчета. При этом в ряде случаев расчетная диаграмма дает возможность предсказать как фазовый состав, так и очередность появления фаз при тех или иных обработках.

Из рис. 4 видно, что протяженность области метастабильной устойчивости ϵ -фазы очень чувствительна к давлению и при 30 кбар значительно расширилась по температуре и составу. Поэтому следует ожидать, что в условиях высокого давления ϵ -фаза будет образовываться и в сплавах с содержанием марганца, превышающим 36 ат. %.

Ряд следствий, вытекающих из проведенных выше расчетов, подтвердился при экспериментальном исследовании влияния всестороннего давления и пластической деформации на фазовый состав сплавов системы железо — марганец [19].

Из проведенного нами исследования следует, что ϵ -фаза, легко образующаяся в сплавах железо — марганец при атмосферном давлении, является твердым раствором на базе ϵ -модификации высокого давления чистого железа. Легирование железа марганцем повышает термодинамическую устойчивость ϵ -фазы. Кроме системы железо — марганец, это имеет место, например, в системе железо — иридий, в которой ϵ -фаза появляется не только в результате мартенситного превращения [20], но и при длительном отпуске [21]. Следовательно, несмотря на то, что у иридия нет ϵ -модификации при атмосферном давлении в системе железо — иридий, ϵ -фаза

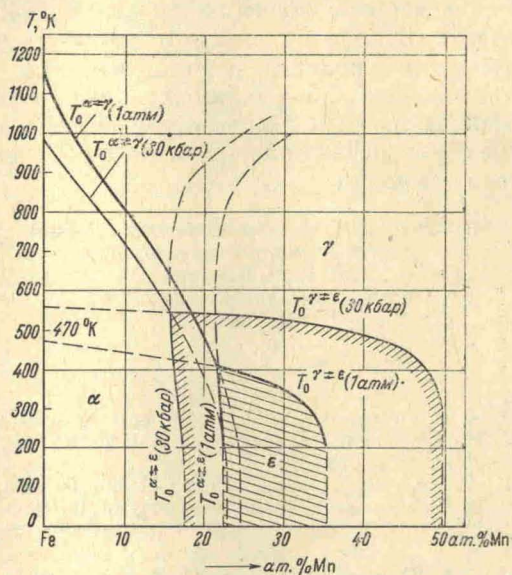


Рис. 4. Диаграмма метастабильных бездиффузионных (мартенситных) равновесий в системе железо — марганец при 1 атм и под давлением 30 кбар. Сплошные линии — границы областей устойчивости метастабильных фаз; пунктирные линии — продолжение линий равновесия за точки тройного равновесия $\alpha - \gamma - \epsilon$

в некоторой области температур и составов может быть даже стабильной. В этом отношении диаграмма системы железо — иридий при 1 атм соответствует диаграмме системы железо — марганец при повышенных давлениях, когда на ней появляется область стабильной ϵ -фазы (см. рис. 3). Метастабильная ϵ -фаза образуется также в системе железо — углерод у сплавов с 3,5—4,5% С при резкой закалке из жидкого состояния [22]. Есть основания считать, что это не ϵ -карбид, а фаза, ведущая свое происхождение от ϵ -модификации железа.

В принципе ϵ -фаза должна появляться при соответствующих давлениях у всех сплавов на основе железа, но, как мы видели, это может происходить и при атмосферном давлении. Наличие ϵ -модификации у второго компонента должно облегчать появление ϵ -фазы в железном угле диаграммы, как это имеет место в системе железо — рутений [16].

Выявление фазы высокого давления путем легирования присуще, по-видимому, и сплавам на базе титана и циркония, у которых часто появляется некая «непонятная» метастабильная или промежуточная ω -фаза, имеющая, однако, ту же структуру, что и ω -модификация титана и циркония при высоком давлении.

В данной работе для описания ϵ -фазы в сплавах Fe — Mn мы использовали данные, относящиеся к ϵ -модификации железа и $T - P$ -диаграмме железа. Возможно, однако и противоположный путь, когда данные, полученные для сплавов, используются для описания поведения компонентов под давлением. По-видимому, такой подход может быть плодотворен для анализа термодинамических свойств и возможности получения под давлением ϵ -модификации иридия с помощью данных об ϵ -фазе в системе железо — иридий.

Центральный научно-исследовательский
институт черной металлургии
им. И. П. Бардина
Институт физики твердого тела
Москва

Поступила
10.IV.1967

ЛИТЕРАТУРА

1. A. R. Troiano, F. T. McGuire, Trans. ASM, 31, 340, 1943.
2. М. Хансен, К. Андерко, Структуры двойных сплавов, Металлургиядат, М., т. II, 1962, стр. 708.
3. A. Osawa, Science Reports of the Tohoku Imperial University, 19, 247, 1930.
4. T. Ishiwara, Science Reports of the Tohoku Imperial University, 19, 499, 1930.
5. T. Ohman, Zeitschrift für Physikalische Chemie (B), 8, 81, 1930.
6. Н. Ф. Лашко, Физика металлов и металловедение, 12, 733, 1961.
7. J. A. Venables, Philos. Mag., 8, 35, 1962.
8. H. Schuman, F. Heider, Z. Metallkunde, 56, 165, 1965.
9. F. M. Walters and C. Wells, Trans. Amer. Soc. Metals, 23, 727, 1935.
10. D. Bencroft, E. L. Peterson and S. F. Minhall, J. Appl. Phys., 29, 291, 1956.
11. J. C. Jamieson and A. W. Lawson, J. Appl. Phys., 33, 776, 1962.
12. T. Takahashi, W. A. Bassett, Science, 145, 483, 1964.
13. F. P. Bundy, J. Appl. Phys., 36, 616, 1965.
14. Т. П. Ершова, Е. Г. Понятовский, Изв. АН СССР, Металлы, 4, 156, 1967.
15. Б. М. Могутнов, И. А. Томилищ, Изв. АН СССР, Металлы, 4, 28, 1967.
16. L. D. Blackburn, L. Kaufman, M. Cohen, Acta metallurgica, 13, 533, 1965.
17. М. Х. Карапетьянц, Химическая термодинамика. Госхимиздат, М., 1949, стр. 422.
18. Л. С. Ершова, Канд. дисс., Свердловск, 1962.
19. Е. Г. Понятовский, Т. П. Ершова, О. П. Максимова, В. М. Розенберг, Изв. АН СССР, Металлы, 5, 223, 1967.
20. M. Miyagi, C. M. Wayman, Trans. Met. Soc. AJME, 236, 806, 1966.
21. E. Baub, O. Loebisch und H. Beeskow, Z. Metallkunde, 55, 367, 1964.
22. R. C. Ruhl, M. Cohen, Acta metallurgica, 15, 159, 1967.

