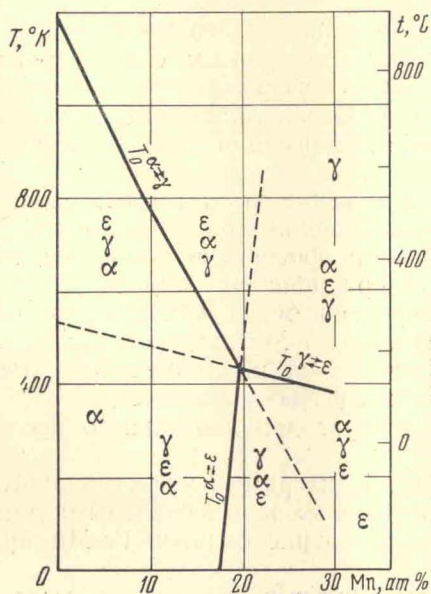
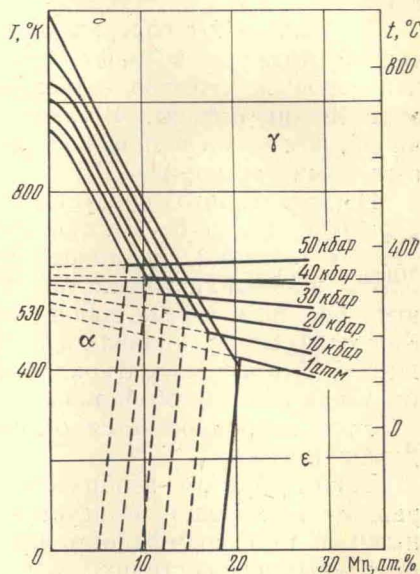


и α' : $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$. Таким образом, говорить об ϵ -фазе как о переходной структуре между γ и α' можно только для определенной области температур и составов, а не для всех сплавов Fe-Mn, как делали в работе [20]. Такой характер превращения наблюдался рядом авторов в Fe-Mn-сплавах [1, 21, 22] и в сплавах Fe-Ni [23].

Справа от кривой $T_0^{\alpha'-\epsilon}$ наиболее устойчивой является ϵ -фаза; в этой области ϵ не может переходить в α' -фазу. Как видно из фиг. 4, кривая



Фиг. 4. Диаграмма метастабильных равновесий сплавов Fe-Mn при 1 атм



Фиг. 5. Влияние давления на диаграмму метастабильных фазовых равновесий сплавов Fe-Mn

$T_0^{\alpha'-\epsilon} = f(C)$ почти параллельна оси температур и соответствует содержанию $\sim 20\%$ Mn. Поэтому в отличие от $(\gamma \rightleftharpoons \alpha')$ - и $(\gamma \rightleftharpoons \epsilon)$ -превращений $(\alpha - \epsilon)$ -превращение обычно можно наблюдать только при деформации, а не при изменении температуры. А если оно и происходит при изменении температуры, то только в очень узком интервале концентраций около 20% Mn.

Диаграмма метастабильных равновесий позволяет объяснить причину особенностей влияния пластической деформации на фазовый состав богатых железом сплавов Fe-Mn. Результаты различных работ в этом направлении на первый взгляд кажутся несколько противоречивыми. Например, в работах [1, 24] исследованы сплавы, содержащие до 20% Mn, и показано, что в результате пластической деформации и последующего отжига при 100—200°С ϵ -фаза переходит в α -фазу. На основании полученных результатов авторы исследований [1, 24] сделали вывод о том, что ϵ -фаза является промежуточным состоянием в реакциях, и высказали даже предположение, что ϵ -фаза вообще не имеет области стабильности.

В работах же [10, 24—30] и др. показано, что ϵ -фаза в ряде сплавов, содержащих более 20% Mn, устойчива при деформации и количество ее монотонно возрастает с увеличением степени деформации. Из всех этих работ следует, что фазовые превращения, протекающие под воздействием холодной пластической деформации, определяются химическим

составом исследуемых Fe-Mn сплавов. Впервые на это обстоятельство обратили внимание Л. С. Ершова и И. Н. Богачев¹. Проанализировав имеющиеся литературные данные о влиянии холодной пластической деформации на фазовые превращения в Fe-Mn сплавах, они пришли к следующим выводам:

а) в сплавах, содержащих больше 20% Mn, где ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращение практически подавлено, деформация благоприятствует образованию ϵ -фазы;

б) в сплавах с содержанием марганца, не превышающим 20%, в исходной структуре которых наряду с ϵ -фазой и аустенитом, содержится и некоторое количество α -твердого раствора, деформация способствует образованию α -фазы. (В таких сплавах α -фаза оказывается более устойчивой, чем ϵ , последняя под воздействием деформации превращается в α -твердый раствор.)

Из сказанного следует, что предположение о метастабильности ϵ -фазы в системе Fe-Mn при атмосферном давлении при любых концентрациях марганца, сделанное в работе [1], мало обосновано, тем более, что опыты проводили только на сплавах, содержащих 10—20% Mn, а для этих составов ϵ -фаза является, действительно, метастабильной фазой. Как выглядит стабильная фазовая диаграмма Fe-Mn при составах больше 20% Mn и температурах, близких к комнатной, и есть ли на ней хотя бы узкая область стабильной устойчивости ϵ -фазы — неизвестно.

Этот вопрос остается открытым и требует дополнительного исследования.

Таким образом, изображенная на фиг. 4 диаграмма метастабильных равновесий хорошо согласуется с имеющимися экспериментальными данными и дает возможность предсказать поведение сплавов Fe-Mn при различных воздействиях.

Влияние давления на диаграмму метастабильных фазовых равновесий сплавов Fe-Mn. Зная из работы [3] выражения «относительных» свободных энергий α - и γ -фаз сплавов Fe-Mn [уравнения (1) и (2)] и учитывая их зависимость от давления [уравнения (6) и (7)], можно термодинамически рассчитать кривые $T_{\epsilon-\gamma}^{\alpha}$ как функции содержания марганца при различных давлениях.

Приравняв между собой выражения «относительных» свободных энергий α - и γ -фаз как функций C , T и P

$$f_{\text{Fe-Mn}}^{\alpha}(C, T) + 23.9 PV_{\text{Fe-Mn}}^{\alpha}(C, T) = f_{\text{Fe-Mn}}^{\gamma}(C, T) + 23.9 PV_{\text{Fe-Mn}}^{\gamma}(C, T) \quad (19)$$

подставив в это уравнение выражения (1) и (2), (10) и (11) для f^{α} , f^{γ} , V^{α} и V^{γ} и проведя упрощения, находим концентрацию марганца C_0 , соответствующую определенным T_0 и P

$$C_0 = \frac{\Delta F_{\text{Fe}}^{\gamma-\alpha}(T_0) - 23.9(0.270 - 1.65 \cdot 10^{-4} T_0)}{\Delta H(T_0) + \Delta F_{\text{Fe}}^{\gamma-\alpha}(T_0) - 23.9 P(0.213 + 0.26 \cdot 10^{-4} T_0)} \quad (20)$$

Таким способом рассчитаны и построены кривые $T_0^{\alpha-\gamma} = f(C)$ для давлений 10, 20, 30, 40 и 50 кбар (фиг. 5). Температуры чистого железа при указанных выше давлениях взяты из работы [11].

Как показал проведенный расчет, с повышением давления устойчивость γ -фазы увеличивается, температуры ($\gamma - \alpha'$)-превращения снижаются к более низким температурам, что и следовало ожидать, поскольку ($\gamma - \alpha'$)-превращение происходит с увеличением объема.

¹ Л. С. Ершова. Дис., Свердловск, 1962.