

3. Wood R. A., Ogden H. R. The All-Beta Titanium Alloys. Battelle Memorial Inst., DMIC, Report 110, April, 1959.
4. Williams D. N., Jaffee R. I. Relationships between Impact and Low-Strain-Rate Hydrogen Embrittlement of Titanium Alloys. *J. Less-Common Met.*, 1960, **2** (1).
5. Кунин Л. Л. Электронное состояние металлов, их взаимодействие с водородом и метод термоэкстракции. Новые методы испытания металлов. Сб. тр. ЦНИИЧМ, вып. 31, ч. I, 1963.
6. Ливанов В. А., Буханова А. А., Колачев Б. А. Водород в титане. М., 1962.
7. Крылов Б. С., Никаноров М. А. Водородная хрупкость титановых сплавов. Сб. Применение титановых сплавов. ВИАМ, ОНТИ, 1963.
8. McKinsey C. R., Stern M., Perkins R. A. Factors Affecting the Absorption and Distribution of Hydrogen in Titanium During Acid Pickling, TASM 1958, 50.
9. Коттерилл П. Водородная хрупкость металлов (пер. с англ.). Металлургиздат, 1963.
10. Morlet J. G., Johnson H. H., Troiano A. R. *J. Iron and Steel Inst.*, 1958, 529—534.
11. Morlet J. G., Johnson H. H., Troiano A. R. *Trans. AIME*, 1958, 529—534.
12. Крылов Б. С., Никаноров М. А. Влияние водорода на механические свойства сплавов титана со структурой альфа. Тр. НИИ, вып. 30, Ленинград, 1963.
13. Герцрикен С. Д. и др. Физические основы прочности и пластичности металлов. Металлургиздат, 1963, 227—248.
14. Jacquet P. A. *Acta Metallurgica*, 1954, **2**, 752.
15. Jonston W. G., Gilman I. I. *J. Appl. Phys.* 1959, **30** (2).
16. Mott N. E. *J. Iron and Steel Inst.*, 1956, **183** (3), 233—243.
17. Strowh A. N. *Proc. Roy. Soc., A*, 1954, № 1154, 223, 404.
18. Strowh A. N. *Proc. Roy. Soc., A*, 1955, № 1191, 232, 548.
19. Griffith A. A. *Phil. Trans. Roy. Soc., A*, 1920, 221.
20. Petch N. F., Stables P. *Nature*, 1952, **169**, 842.
21. Petch N. F. *Philos. Mag.*, 1956, **1**, 331.
22. Trapnell B. M. W. The Activities of Evaporated Metal Films in Gas Chemistry. *Proc. Roy. Soc.*, 1953, **218**, 1134.
23. Колотыркин Я. М., Петров П. С. Электрохимическое поведение титана в водных растворах электролитов. ЖФТ, 1957, **31**, вып. 3.
24. Трубин К. Г. Газы в стали. М.—Л., 1937.
25. Брунауэр Ст. Адсорбция газов и паров. Изд. иностр. лит., М., 1948.

УДК 669.15'74

ДИАГРАММА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ СИСТЕМЫ Fe-Mn ПРИ ВЫСОКИХ ВСЕСТОРОННИХ ДАВЛЕНИЯХ

Т. П. ЕРШОВА, Е. Г. ПОНЯТОВСКИЙ

Ershova (Москва)

Равновесная диаграмма сплавов Fe-Mn, богатых железом, состоит из широкой двухфазной области $\alpha + \gamma$, расположенной между двумя однофазными областями α и γ . Наиболее достоверной равновесной фазовой диаграммой богатых железом сплавов Fe-Mn в настоящее время считается диаграмма, построенная по экспериментальным данным в работе [1] (см. ниже фиг. 1, сплошные линии).

В связи с вялостью процессов диффузионного распада в сплавах Fe-Mn при температурах ниже $\sim 500^\circ\text{C}$ γ -фаза довольно легко переохлаждается и в зависимости от состава превращается без изменения концентрации (бездиффузионно) в фазы α' и ϵ , являющиеся перенасыщенными твердыми растворами марганца в железе. Превращения $\gamma \rightarrow \alpha'$ и $\gamma \rightarrow \epsilon$ протекают по мартенситному механизму. Фаза α' имеет объемноцентрированную кубическую, а ϵ -фаза — плотнейшую гексагональную кристаллическую решетку.

При закалке α' -фаза образуется в сплавах Fe-Mn, содержащих всего 3—4% Mn [1]. При более высоком содержании марганца мартенситные превращения протекают и при медленном охлаждении, а также в процессе холодной деформации сплавов. Для широкого интервала составов процессы, происходящие в сплавах Fe-Mn, в большой мере определяются термодинамическими условиями метастабильных фазовых равновесий при неизменном составе фаз, т. е. фазовой диаграммой, образуемой линиями T_0^1 для мартенситных реакций $\gamma \rightarrow \alpha'$, $\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\alpha' \rightarrow \epsilon$. В дальнейшем такую фазовую диаграмму будем для краткости называть просто диаграммой метастабильных равновесий. Построение этой диаграммы сплавов Fe-Mn и явилось одной из задач настоящей работы.

Известно, что всестороннее давление довольно сильно понижает температуру $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ равновесия чистого железа [2]. Следовательно, давление должно заметно влиять и на линии фазовых равновесий $\alpha/\gamma + \alpha$ и $\gamma + \alpha/\gamma$. Кроме того, мартенситные $\gamma \rightarrow \alpha'$ - и $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения в этой системе сопровождаются значительными объемными эффектами, на основании чего можно было ожидать также заметного влияния давления и на метастабильные фазовые равновесия. Второй задачей предлагаемой работы является рассмотрение влияния давления на равновесную фазовую диаграмму богатых железом сплавов Fe-Mn, а также на положение линий метастабильного равновесия $\gamma - \alpha'$, $\gamma - \epsilon$ и $\alpha' - \epsilon$.

Влияние давления на линии $\alpha/\alpha + \gamma$ и $\alpha + \gamma/\gamma$ равновесий стабильной фазовой диаграммы Fe-Mn. При термодинамическом расчете влияния давления на линии $\alpha/\alpha + \gamma$ и $\alpha + \gamma/\gamma$ равновесий за основу берем равновесную диаграмму богатых железом сплавов Fe-Mn, построенную по экспериментальным данным [1], и полученные в работе [3] выражения для «относительных» свободных энергий α - и γ -фаз. В работе [3] в результате анализа термодинамических свойств сплавов Fe-Ni и Fe-Mn выведены аналитические выражения для «относительных» свободных энергий α - и γ -фаз как функций температуры и концентрации никеля или марганца

$$f_{\text{Fe-Mn}}^{\alpha}(T, C) = C\Delta H - TS_K(C) \quad (1)$$

$$f_{\text{Fe-Mn}}^{\gamma}(T, C) = (1 - C)\Delta F_{\text{Fe}}^{\gamma \rightarrow \alpha}(T) - TS_K(C) \quad (2)$$

¹ T_0 — температура, при которой равны термодинамические потенциалы соответствующих фаз данной концентрации.