

НОВЫЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ХРУПКОСТИ В СИСТЕМЕ «ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД-ВАКАНСИИ»

И.Н. Лантев, А.А. Пархоменко

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина*

Теоретически исследована роль упругих напряжений в формировании структурно-фазовых состояний в системе «железо–углерод-вакансии». Построена петля гистерезиса, описывающая процесс $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений в поле упругих напряжений. Силовые условия неравновесных мартенситных $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений в этом пространстве определяются вектором, соединяющим любые две точки, лежащие на противоположных ветвях петли гистерезиса. Модель может быть использована для описания фазовых превращений и прогнозирования работоспособности материалов в сложных температурно-силовых полях, включая реакторное облучение. Предложен новый подход к определению температуры хрупковязкого перехода ОЦК-металлов.

1. ВВЕДЕНИЕ

Несмотря на почти вековую историю исследований $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -мартенситных превращений [1], природа их до конца не изучена. В этой связи уместно привести цитату из работы [2]: «...физическое описание природы этого превращения сейчас, как и тогда (во времена Г.В. Курдюмова), далеко от завершения». Таким образом, исследования механизмов образования мартенсита по-прежнему остаются актуальными. Об этом свидетельствуют и фундаментальные исследования, выполненные в последние годы в ИМФ НАНУ, связанные с изучением особенностей релаксационных процессов и деформационных явлений при мартенситных превращениях [2, 3, 4 и др.].

Особенно актуальным вопрос о $\gamma \rightleftharpoons \alpha_m$ -превращениях является для радиационного материаловедения, где специальные исследования в этой области, практически, не ведутся, несмотря на целый ряд имеющихся экспериментальных результатов, свидетельствующих о протекании $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -фазовых переходов в реакторных материалах под облучением [см., например, 5-10].

В работе [9] авторами было высказано предположение, что релаксация упругих напряжений в облучаемых аустенитных сталях возможна в результате мартенситных $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений, в которых объемные несоответствия образующихся фаз компенсируются выделением или поглощением вакансий. Дальнейшие теоретические исследования, основанные на этом предположении [10], позволили построить диаграмму ГЦК \rightleftharpoons ОЦК полиморфных превращений и показать, что между ГЦК- и ОЦК-фазами существует непрерывный спектр ОЦТ-состояний. Эти состояния определяются только концентрацией и анизотропией распределения вакансий или тензором действующих упругих напряжений (внутренних или приложенных извне).

Только в последнее время в литературе появились экспериментальные данные [11], которые позволили авторам сделать вывод, что распухание сталей под облучением неразрывно связано с $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -

фазовыми превращениями в поле растягивающих напряжений. Этот вывод находится в полном согласии с выдвинутой в [10] гипотезой.

В настоящей работе рассмотрен новый подход к описанию и исследованию условий мартенситообразования в железе и сплавах на его основе под действием упругих напряжений, обусловленных влиянием температур, давлений, легирования (в том числе и вакансиями), закалки, деформаций и облучения.

2. О НОВОМ ПОДХОДЕ К ОПИСАНИЮ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

В отличие от существующих теорий, в которых мартенситные превращения, даже в сталях, рассматриваются как фазовые превращения в однокомпонентных системах, в данной работе железо рассматривается, как двухкомпонентная система «железо–вакансии».

Базисом нового подхода является диаграмма ГЦК \rightleftharpoons ОЦК-превращений в поле упругих напряжений. При построении диаграммы использовались три принципа:

- кристаллография превращений соответствует схеме Бейна для идеального монокристалла;
- деформация бейновского объема отвечает минимуму изменения $(\Delta V/V)$ при фазовом переходе;
- относительный объем фазового несоответствия $(\Delta V/V)$ обусловлен только вакансиями, которые либо поглощаются, либо выделяются при фазовом превращении.

Если третий принцип постулируется, то два первых использовали для выбора кристаллографических конфигураций ГЦК \rightleftharpoons ОЦК-превращений. Изменение относительного объема $(\Delta V/V)$ может быть вычислено как функция некоего угла φ , который составляет направление $\langle 001 \rangle$ элементарной объемно центрированной ячейки (в феррите и аустените) с предполагаемой кристаллографической плоскостью сдвига. Этот угол изменяется в пределах от $35^\circ 15'$ до 45° . Изменение $\Delta V/V$ при прямом $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ и обратном

превращения сводится к двум элементарным соотношениям (уравнения непрерывности):

$$\frac{\Delta v}{V} = 1 - \frac{1}{2\sqrt{2} \cdot \cos^2 \varphi \cdot \sin \varphi}, \quad (1)$$

$$\frac{\Delta v}{V} = 1 - \frac{3\sqrt{3} \cdot \cos^2 \varphi \cdot \sin \varphi}{2}. \quad (2)$$

Кривые, построенные по этим соотношениям, можно объединить в виде петли гистерезиса (рис. 1).

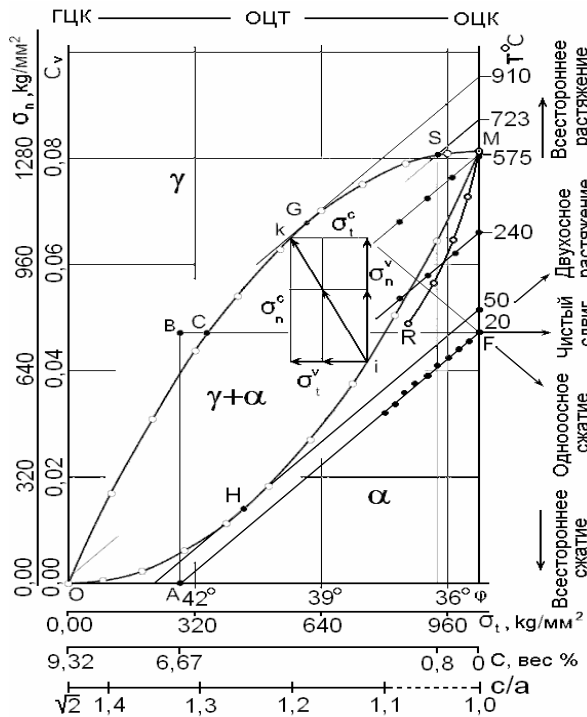


Рис. 1. Петля гистерезиса и ее изолинии: AF - изотерма (одноосное растяжение-сжатие); CF - изобара (чистый сдвиг); MF - изохора (всестороннее растяжение-сжатие); ik - произвольный вектор напряжения мартенситного $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращения; $\sigma_n = \sigma_n^{(v)} + \sigma_n^{(c)}$ и $\sigma_t = \sigma_t^{(v)} + \sigma_t^{(c)}$ - нормальные (σ_n) и тангенциальные (σ_t) составляющие вектора ik; символы "v" и "c" обозначают вакансионную и углеродную части составляющих соответственно. Кривая MR - зависимость температуры начала образования мартенсита M_s от содержания углерода в железе, построенная по данным [12]. Точки на кривой - значения M_s , рассчитанные по диаграмме

Следующим этапом работы было построение температурно-силового поля. Учитывая, что $\Delta V/V \approx c_v$, а $\sigma_n = K \cdot \frac{\Delta V}{V}$ (где K - модуль объемного растяжения (сжатия); σ_n - нормальные напряжения), ось $\frac{\Delta V}{V}$ может быть нормирована как относительно c_v , так и относительно σ_n . Если вертикаль нашей диаграммы соответствует нормальным напряжениям (σ_n), то естественно

полагать, что перпендикулярная к ней ось углов φ одновременно является и осью тангенциальных (σ_t) напряжений.

Дополним нашу петлю гистерезиса зависимостью $\Delta V/V(\varphi)$ от концентрации углерода в закаленном железе [12]. Вычисленные из экспериментальных кривых значения $\Delta V/V(\varphi)$ для различных концентраций углерода пропорционально укладываются на прямую линию FA (см. рис. 1). Данные работы [12] демонстрируют зависимость параметров решетки мартенсита от содержания углерода в твердом растворе в железе. Их отношение c/a определяет степень тетрагональных искажений (в дальнейшем просто тетрагональность). В промежутке между ОЦК-ГЦК фазовыми состояниями тетрагональность изменяется от 1 до $2^{1/2}$. Связь концентраций углерода с $\Delta V/V$ и с тетрагональностью позволяет нормировать ось σ_t , т.е. построить силовое поле.

Чтобы преобразовать силовое поле в температурно-силовое поле $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений в железе, необходимо знать зависимость $\Delta V/V(\varphi)$ при различных температурах. Линия FA нашей диаграммы соответствует изменению $\Delta V/V(\varphi)$ при 20 °C (двадцатиградусная углеродная изотерма). Используя справочные данные [13] о коэффициентах термического расширения для закаленных сплавов Fe-C с содержанием в них углерода от 0 до 1,5 вес.%, можно вычислить $\Delta V/V$ для различных температур от 20 до 1000 °C.

В области указанных концентраций углерода результаты вычислений вплоть до 700 °C укладываются на линии (углеродные изотермы), параллельные линии FA. С ростом температуры зависимости $\Delta V/V(\varphi)$ в линейной пропорциональности смещаются в сторону более высоких значений. Таким образом, мы нанесли на диаграмму сетку температур и, тем самым, завершили построение температурно-силового поля.

Диаграмма размещается в поле между изотермами 50 и 912 °C в области давлений от 0 до 12,5 ГПа и является линией непрерывных ОЦТ-искажений объема Бейна при ГЦК \rightleftharpoons ОЦК фазовых превращениях монокристалла чистого железа под действием упругих напряжений и (или) температур. Если в процессе превращения по каким-то причинам тетрагональность (или точка напряженного состояния) системы оказывается независимой от температуры и давления, непрерывность ГЦК-ОЦК-перехода нарушается, и в системе начинают накапливаться внутренние упругие напряжения. Как только вектор накапливающихся напряжений или любая из его составляющих (σ_n или σ_t) по величине оказываются равными расстоянию между ветвями петли, происходит скачок точки напряженного состояния с одной ветви петли на другую. Этот скачок соответствует изменению напряженного состояния (или тетрагональности) и (или) объема системы и называется процессом мартенситообразования. Направление и величина силового вектора ik (см. рис.1) однозначно связаны с кристаллографией и основными параметрами P, T

и V, определяющими термодинамику непрерывного процесса и процесса мартенситного превращения. Параметры сопоставимы и каждый является эквивалентом двух других или концентрации вакансий c_v (табл. 1).

Таблица 1

Соотношения между некоторыми величинами температурно-силового поля

T, °C	C_v , об. %	σ_n , кг/мм ²	C, вес. %
1	0,00461	0,738	0,00494
216,7	1	160,0	1,07
1,354	0,00625	1	0,00669
202,5	0,9346	149,5	1

По построению любая точка исходной петли гистерезиса является точкой напряженного состояния идеального монокристалла чистого железа. Все остальные точки поля – это точки деформированных петель гистерезиса, описывающих различные структурно-фазовые состояния чистого железа и более сложных систем (сталей и сплавов на основе железа). Так, например, в результате закалки чистого железа его точка напряженного состояния M оказывается в точке F (рис. 2). Это означает, что через эту точку может быть проведена новая петля гистерезиса, которая описывает условия непрерывности $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений в феррите. Охлажденный до комнатной температуры феррит образовался из высокотемпературного аустенита, растворив в своей решетке около 2,5% закалочных вакансий. Точка напряженного состояния чистого железа всегда находится на вертикале ГЦК- или ОЦК-состояний и является точкой равновесия гидростатических напряжений сжатия и растяжения, обусловленных вакансиями и структурой. Всякий раз изменение положения точки силового равновесия будет сопровождаться деформацией петли гистерезиса. Каждая новая петля будет также описывать непрерывный процесс полиморфного $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращения, но для иного структурно-напряженного состояния системы.

Введение углерода в железо порождает тетрагональность в сплавах Fe-C, практически, независимую ни от температуры, ни от давления при быстром их изменении, например, в процессе закалки углеродистых сталей. В такой системе через точку напряженного состояния (точка тетрагональности – а', см. рис. 2) проходит две петли гистерезиса, т.е. наблюдается расщепление петель (отрезок MF'). Расщепление петель возрастает с ростом содержания углерода в твердом растворе и тетрагональности системы. В точке напряженного состояния расщепленной пары петель система способна накапливать упругие напряжения. Если в процессе закалки накапливаются сжимающие напряжения, то в системе реализуется прямой мартенситный переход. Процесс описывает силовой вектор а'-п в нижней петле гистерезиса. При быстром нагреве обратный мартенситный переход описывает силовой вектор а'-m в верхней петле. Расщепление углеродных петель позволяет

объяснить природу возникновения мартенсита в углеродистых сталях, определить температуры его начала и окончания, а также объяснить природу мартенситообразования в переохлажденном аустените при отогреве.

Петли гистерезиса позволяют определять фазовый состав и содержание карбидов в сталях при любой температуре и давлении. В табл. 2 приведены расчетные величины содержания остаточного аустенита в закаленных сплавах Fe-C в зависимости от концентрации углерода в твердом растворе при 20 °C.

3. О НОВОМ ПОДХОДЕ К ОПРЕДЕЛЕНИЮ ТЕМПЕРАТУРЫ ХРУПКОВЯЗКОГО ПЕРЕХОДА

Исследования свойств петли гистерезиса $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -полиморфных фазовых превращений позволяют предложить новую модель хрупкого разрушения ОЦК-металлов и сплавов и на ее основе объяснить явления отпускной хрупкости, сверхупругости и сверхпластичности. Модель позволяет также определять температуру вязко-хрупкого перехода без применения разрушающих методов контроля.

Суть модели – разрушение ОЦК-металлов и сплавов, обусловлена обратным мартенситным превращением, протекающим в поле гидростатических растягивающих напряжений с образованием вакансионного комплекса. В зависимости от величины активационного объема и энергии дефекта упаковки комплекс может выделяться в виде дислокационной петли вакансионного типа, вакансионного диска, поры или трещины. Теоретически любое увеличение свободной поверхности твердого тела следует понимать как разрушение, а образование вакансионной поры или трещины в поле упругих напряжений следует трактовать как хрупкое разрушение.

В теории минимум потенциальной энергии системы отвечает минимальной работе хрупкого разрушения, а температура, соответствующая этому процессу, определяется как температура вязко-хрупкого перехода (T_x). Расчет изменения удельной потенциальной энергии вдоль петли гистерезиса обнаруживает ее минимум, который располагается на исходной петле вблизи точки H (см. рис. 1). Если к нижней ветви петли гистерезиса провести касательную, проходящую через точку минимума потенциальной энергии, то эта касательная укажет на шкале температур самую высокую температуру, при которой система в результате обратного мартенситного превращения разрушается абсолютно хрупко. Именно эта температура определяет T_x системы, фазовые переходы в которой описывает данная петля. Увеличение угла наклона касательной соответствует росту температуры хрупковязкого перехода. Таким образом, задача определения T_x – это задача определения точки минимума потенциальной энергии любой ферритной (ОЦК) системы на ее петле гистерезиса $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -фазовых превращений.

Определяемое по диаграмме значение T_x чистого железа лежит около -200°C .

Как следует из диаграммы, ветви петли сходятся вблизи точек О и М при температурах, близких к температурам низко- и высокотемпературного охрупчивания сталей. Если в какой-то стали при отпуске вблизи этих температур возникает и сохраняется после охлаждения тетрагональность, связанная с расщеплением парной петли (например, в углеродистых сталях вблизи 300°C образуются когерентные предвыделения карбидов), то система оказывается склонной к хрупкому разрушению при более высоких температурах. Чем больше тетрагональность (или ширина расщепления петель), тем выше температура вязкохрупкого перехода (T_x). Если же расщепления парной петли не наблюдается (отпуск углеродистых сталей при температурах выше 500°C приводит к обособлению карбидов), то T_x такой стали будет близко к температуре вязкохрупкого перехода чистого железа. В чистом железе расщепление парной петли невозможно, следовательно, невозможно и образование мартенсита закалки.

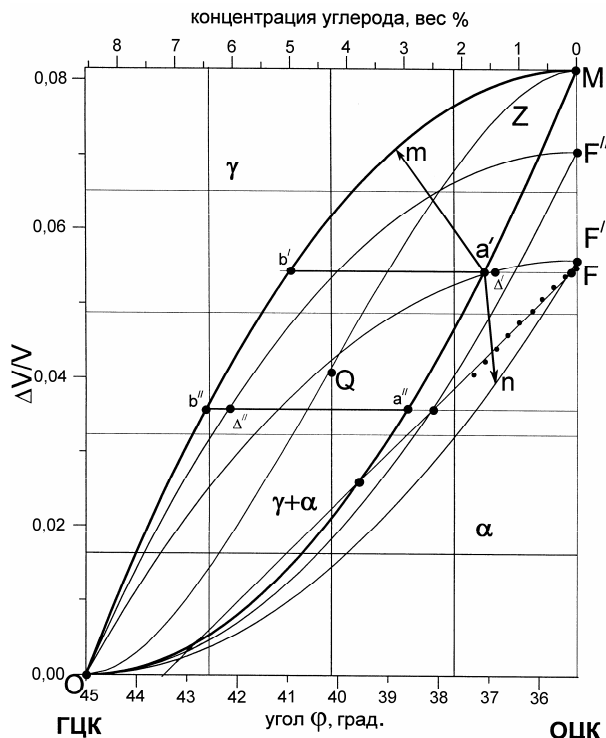


Рис. 2. Эволюция исходной петли $Ob''b'Ma'a''O$ в петлю $Oa'F'O$ в результате закалки. Расщепление диаграммы закаленного железа под действием сжимающих напряжений и возникновение тетрагональности системы - $a'-F$ (см. текст)

4. СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МОДЕЛЬНЫХ РАСЧЕТОВ С ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМИ ДАННЫМИ

Справедливость модели подтверждают:

1. Соответствие расчетов остаточного аустенита (см. табл. 2) и температур (M_s) (начала мартенситных превращений) (см. рис. 1) по нашей диаграмме с экспериментальными данными,

полученными для закаленных сталей с различным содержанием углерода и приведенными, например, в монографии [12].

Таблица 2
Содержание остаточного аустенита в закаленных сталях в зависимости от концентрации углерода

C, вес. %, $\gamma_{\text{ост.}}$, % [9]	$\gamma_{\text{ост.}}$, % (расчет)
0,6	2...3
0,8	3...6
1,0	6...15
1,2	9...30
1,4	30...50
1,6	50...80

2. Соответствие расчетных и экспериментальных данных зависимостей температуры хрупковязкого перехода от различных параметров.

2.1. Влияние содержания углерода. Как следует из диаграммы, с ростом содержания углерода в твердом растворе в закаленных сплавах Fe-C петли расщепляются и тем больше, чем больше содержание углерода. Как пример расщепления петель можно рассматривать петли, приведенные на рис. 2. Одна из них проходит через точку М, другая - F'. Одна точка пересечения этих петель - a' определяет тетрагональность системы, т.е. степень отклонения точки напряженного состояния системы от вертикали ОЦК-состояний.

Температуру T_x контролирует верхняя петля, так как она описывает обратные мартенситные превращения под действием растягивающих напряжений. С ростом тетрагональности (увеличение расщепления петель) верхняя петля будет смещаться в сторону роста температуры. Вместе с деформацией петли будет происходить увеличение угла наклона касательной, проведенной через энергетический минимум петли (точка Н на рис. 1), и согласно данной модели T_x системы будет возрастать. Это находится в соответствии с данными экспериментов, проведенных на чистом железе, в которых обнаружен рост T_x от концентрации углерода [14].

Таким образом, данная модель адекватно описывает экспериментальные результаты зависимости T_x от концентрации углерода в твердом растворе железа.

2.2. Зависимость от температуры закалки. Определяемое по диаграмме значение T_x закаленного железа лежит вблизи абсолютного нуля температур, что находится в соответствии с результатами работы [14], где показано, что T_x чистого железа находится в интервале $1...20\text{ K}$.

3. Совсем недавно установлено, что в облученных аустенитных сталях наблюдается вязкохрупкий переход, связанный с γ - α -превращением [11, 15]. Критическое значение распухания при этом составляет порядка 7%. Исследования показали, что в материале при таких объемных изменениях действует шаровой тензор растягивающих напряжений. Как видно из рис. 1, эта величина объемных изменений близка (учитывая идеальность решетки) к значению объема фазового

несоответствия (8,14%) при завершении фазового перехода γ - α . Впервые идея о связи распухания с фазовыми, но мартенситными γ - α -превращениями и хрупкостью была высказана в [9, 10].

4. Сравнение с P-T-диаграммой железа. Совпадение с экспериментальными данными имеется и для величин напряжений. Так, завершению ГЦК-ОЦК-перехода (см. рис. 1) соответствуют напряжения 12,5 ГПа, что совпадает по величине с напряжением фазового превращения в железе на P-T-диаграмме [16]. В предлагаемой модели, именно в приближении к точке O под действием тангенциальных напряжений в железе, должен возникать ϵ -мартенсит, так как здесь сдвиговые напряжения в петлях оказываются меньше нормальных, ответственных за обратные мартенситные превращения.

Такое же значение напряжения завершения ГЦК-ОЦК фазового перехода (12,5 ГПа) дает и компьютерное моделирование, выполненное для сплава железо-медь (модельного материала для корпусной стали) [17]. Оценка влияния вакансий на величину давления этого перехода показала, что оно уменьшается приблизительно на 2 ГПа при концентрации вакансий, равной 2,5 %. Суммарное влияние вакансий и матрицы снижает давление перехода до 7,5 ГПа. В рамках предлагаемой модели также можем оценить влияние вакансий. Так, в соответствии с табл. 1 один процент вакансий в чистом железе приводит к снижению напряжения перехода на 1,6 ГПа. При концентрации вакансий 2,5 % напряжение фазового перехода в закаленном чистом железе окажется равным 8,5 ГПа, что находится в неплохом соответствии с результатами приведенной выше работы.

Важные выводы позволяет сделать сопоставление наших диаграмм с P-T-диаграммой железа (рис.3).

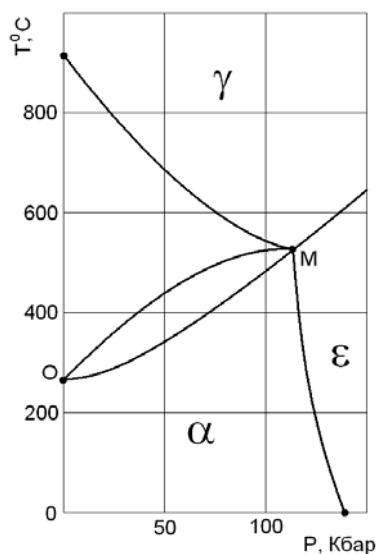


Рис. 3. P-T-диаграмма железа с петлями гистерезиса фазовых превращений, предлагаемой в данной работе (линия O-M-O), иллюстрирующая путь перехода из точки 240 °C в тройную точку M

Фактически каждой точке поля P-T-диаграммы соответствует определенное значение фазового объема, так же, как и на диаграммах с петлями гистерезиса. Однако линии P-T-диаграммы описывают конечные значения этих объемов при полном фазовом превращении, но ничего не говорят о возможных путях достижения конечных значений. Петли гистерезиса фазовых превращений, предлагаемые в данном подходе, как раз и описывают эти пути. Другими словами, соотношения непрерывности (1) и (2) в P-T-поле описывают путь фазового ГЦК-ОЦК-перехода в идеальном монокристалле из тройной точки (она совпадает с точкой M петли, см. рис. 1) в точку 240 °C (отвечающей точке O рис. 1). Изменение только температуры способствует диффузионным γ - α -фазовым превращениям. Изменение давлений, наоборот, ведет к сдвиговым деформациям с образованием ϵ -мартенсита вплоть до тройной точки на P-T-диаграмме. Только при температурах выше тройной точки с изменением давления в железе возможны γ - α -фазовые превращения. В соответствии с нашей диаграммой в области α -фазы на P-T-диаграмме при одновременном изменении температур и давлений могут протекать еще и γ - α -мартенситные превращения.

5. Важным подтверждением правильности модели служат и данные, приведенные в недавно вышедшей монографии [18]. Результаты моделирования деформации кристалла железа в условиях действия шарового тензора деформации показали, что в чистом железе деформация, предшествующая разрушению, проходит по «бейновской траектории», т.е. с образованием ГЦК-фазы. Разрыв атомных связей (разрушение) начинается по границе ОЦК-ГЦК-фаз.

Все это свидетельствует о хорошем соответствии нашей модели экспериментальным данным. Однако эти данные были получены в результате сложнейших экспериментов и компьютерных расчетов. Наша же модель позволяет исследовать фазовые переходы при несравненно более простых вычислениях!

5. ВЫВОДЫ

В отличие от существующих теорий, в которых мартенситные превращения даже в сталях рассматриваются как фазовые превращения в однокомпонентных системах, чистое железо следует рассматривать как двухкомпонентную систему «железо-вакансии», руководствуясь постулатом об участии вакансий в образовании объема фазовых несоответствий при ГЦК \rightleftharpoons ОЦК полиморфных превращениях. Именно на основе этих представлений удалось построить температурно-силовое поле и в нем диаграмму γ \rightleftharpoons α -фазовых переходов, которые протекают через непрерывный спектр ОЦТ-состояний. Каждую точку поля можно описать тремя основными величинами термодинамики: P, V и T, которые эквивалентны между собой и s_v . Диаграмма имеет вид петли гистерезиса, ограничивает в температурно-силовом поле пространство γ \rightleftharpoons α -мартенситных превращений

и позволяет численно оценивать влияние температур, давлений и легирования (в том числе и вакансиями) на силовые условия мартенситообразования в железе и сплавах на его основе.

Диаграмма описывает структурно-фазовые превращения не только в двухкомпонентной системе, но и в системе «железо-углерод-вакансии». Пропорциональность концентраций углерода в твердом растворе железа напряжениям и температурам дает возможность определять фазовый состав сталей (содержание γ -, α - и Fe_3C -фаз).

Ветви петли сходятся в двух точках О и М, которые попадают в области низко- и высокотемпературной отпускной хрупкости сталей. Рассматривая этот факт с позиций нашего постулата, предлагаем новую физическую модель хрупкого разрушения ОЦК-металлов и сплавов, согласно которой за их разрушение отвечает механизм - обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ -мартенситное превращение, протекающее под действием гидростатических или нормальных растягивающих напряжений с образованием вакансионного комплекса в виде поры или трещины. С помощью модели можно объяснить любые формы проявления хрупкого разрушения (при одноосном растяжении, растрескивание при закалке и отпуске, при процессах низко- и высокотемпературного охрупчивания, порообразование при взаимной диффузии, при циклических нагружениях, под облучением и др.). Диаграмма позволяет определять температуру хрупковязкого перехода как касательную изотерму к нижней ветви петли гистерезиса. Полученные результаты соответствуют экспериментальным зависимостям температуры хрупковязкого перехода от концентрации легирующих элементов и структурно-фазового состояния системы.

Петля гистерезиса позволяет понять и объяснить не только природу хрупкости ОЦК-металлов, но и природу деформации их с признаками сверхпластичности и сверхупругости. Эти три явления объединяет то, что они наиболее ярко выражены в системах, точки напряженных состояний которых близки к точкам О и М. Сама форма петли указывает, что в этих ее областях сопротивление деформированию сдвигом и мартенситообразованию в ОЦК-металлах минимально. Поэтому поведение материала, точки напряженного состояния которого близки к критическим, определяется действующим тензором напряжений. Если хрупкое разрушение ОЦК-металлов наблюдается под действием гидростатических растягивающих напряжений, то под действием тангенциальных внешних напряжений будет проявляться сверхпластичность, а под действием напряжений гидростатического сжатия – сверхупругость.

В дальнейшем наша диаграмма позволит обосновывать выбор сталей с учетом определенных условий их эксплуатации; рекомендовать способы их обработки (например, закалку, отпуск, отжиг,

программное нагружение, легирование и др.) с целью получения оптимальных механических и физических характеристик; прогнозировать изменения механических свойств материалов по характеру изменения их напряженных состояний в процессе эксплуатации без применения разрушающих методов контроля, что особенно актуально для корпусов ядерных реакторов.

Авторы выражают благодарность И.Г. Марченко за полезные замечания и обсуждение работы, а также Е.А. Крайнюку за помощь при подготовке публикации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г.В. Курдюмов, А.А. Ивенсен. Закалка малоуглеродистых сталей // *Журнал физической химии*. 1930, т.1, с.281-296.

2. В.С. Крапошин, А.Д. Сильченко. Чем отличается мартенситное превращение от нормального? // *Металлург*. 2008, №11, с.23-36.

3. Ю.Н. Коваль. Особенности релаксационных процессов при мартенситном превращении // *Успехи физики металлов*. 2005, т.6, №2, с.169-196.

4. Ю.Н. Коваль, В.А. Лободюк. Фазовые мартенситные превращения // *Успехи физики металлов*. 2006, т. 7, №2, с.53-72.

5. K.C. Russell. Phase stability under irradiation // *Progress in Materials Science*. 1984, v. 28, № 3-4, p. 229-434.

6. J.F. Stubbins. Phase stability in Fe-15Ni-xCr alloys under ion or electron irradiation // *Effects of Radiation on Materials: Proc 13th Int. Symp., ASTM STP 955*. 1987, p.758-774.

7. W. Schule. On the formation of α -ferrite in stainless steel alloys // *Effects of Radiation on Materials: Proc 19th Int. Symp. ASTM STP 1366*. 1992, p. 894-918.

8. В.М. Ажажа, В.А. Десненко, Л.С. Ожигов, А.А. Пархоменко, И.В. Свечкарев, А.В. Федорченко. Изменение магнитного состояния аустенитных нержавеющей сталей при облучении // *Труды XVII Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению*. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2006, с.84-85.

9. И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко. О возможности образования мартенсита в аустенитных нержавеющей сталях под облучением // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2002, №4, с. 143.

10. И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко. Диаграмма фазовых превращений в сплавах «железо-углерод-вакансии» в полях упругих напряжений // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2004, №3, с.31-37.

11. Б.З. Марголин, И.П. Курсевич, А.А. Сорочкин, Н.К. Васина, В.С. Неустроев. К вопросу о радиационном распухании и радиационном охрупчивании аустенитных сталей // *Вопросы материаловедения*. 2009, №2(58), с.99-111.

12. А.П. Гуляев. *Металловедение*. М.: «Оборонгиз», 1963, 303 с.
13. В.С. Чиркин, *Теплофизические свойства материалов ядерной техники*. М.: «Атомиздат», 1968, 485 с.
14. S.B. McRickard and J.G.Y. Chow. The DBTT in the Fe-C alloy // *Acta Met.* 1966, v.14, p.1195-1201.
15. V.S. Neustroev, F.A. Garner. Severe embrittlement of neutron irradiated austenitic steels arising from high void swelling // *J. Nuclear Materials*. 2009, v. 386-388, p.157-160.
16. В.И. Зельдович, И.В. Хомская, Е.Ф. Грязнов, К.М. Демчук. Мартенситные превращения, вызванные действием высоких давлений // *Физика металлов и металловедение*. 1990, №. 1, с. 151-158.
17. W.J. Phythian, A.J.E. Foreman. "Effects of Radiation on Materials": 15-th. Int. Symp., ASTM STP 1125, ASTM Philadelphia, PA. 1992, p.131-150.
18. С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков. *Предельная прочность*. Киев: «Наукова думка», 2008, 295с.

Статья поступила в редакцию 11.01.2010 г.

НОВИЙ ПІДХІД ДО ОПИСУ МАРТЕНСИТНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ТА КРИХКОСТІ У СИСТЕМІ «ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЬ-ВАКАНСІЇ»

I.M. Lanets, O.O. Parkhomenko

Теоретично досліджена роль пружних напружень у формуванні структурно-фазових станів у системі «залізо-вуглець-вакансії». Побудовано петлю гістерезису, що описує процес $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -перетворень у полі пружних напружень. Силкові умови нерівноважних мартенситних перетворень у цьому просторі визначаються вектором, що з'єднує будь-які дві крапки, що лежать на протилежних гілках петлі гістерезису. Модель може бути використана для опису фазових перетворень і прогнозування працездатності матеріалів у складних температурно-силових полях, включаючи реакторне опромінення. Запропоновано новий підхід до визначення температури крихков'язкого переходу ОЦК-металів.

NEW APPROACH TO DESCRIPTION OF MARTENSITIC TRANSFORMATION AND BRITTLE FOR "IRON-CARBON-VACANCIES" SYSTEM

I.N. Laptev, A.A. Parkhomenko

The role of the elastic stresses in formation of structural - phase conditions in system «iron-carbon-vacancies» is theoretically investigated. The loop of a hysteresis describing process of transformations into a field of elastic stress is constructed. Force conditions nonequilibrium martensitic $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ transformations into this space are determined by a vector connecting any two points, loops of a hysteresis laying on opposite branches. The model can be used for the description of phase transformations and forecasting of serviceability of materials in complex thermal-power fields, also reactor irradiation. The new approach to definition of the ductile-brittle transition temperature (DBTT) bcc-metals is offered.