

ДИАГРАММА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ «ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД-ВАКАНСИИ» В ПОЛЯХ УПРУГИХ НАПРЯЖЕ- НИЙ

И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко

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

Основываясь на предположении об участии вакансий в $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращениях в сталях, авторы построили диаграмму силовых мартенситных превращений в системе «железо-углерод-вакансии». Диаграмма позволяет сопоставлять действующие напряжения превращений с концентрациями углерода и вакансий и может быть использована как при объяснении структурно-фазовых превращений в исходных и облученных сталях, так и при разработке новых конструкционных материалов.

ВВЕДЕНИЕ

Давно известна роль точечных дефектов в структурно-фазовых превращениях, протекающих в металлах и сплавах [1]. При этом делались попытки строить диаграмму состояний системы «металл-вакансии» [2], однако они касались учета лишь равновесной концентрации вакансий. Особо важную роль играют вакансии в эволюции структурно-фазовых состояний облучаемых металлов и сплавов, когда их концентрации могут в тысячи раз превышать равновесные значения [3].

Вместе с тем авторам не известны работы, в которых были бы сделаны попытки построить, например, диаграмму состояний системы «железо-углерод-вакансии».

В работе [4] авторами было показано, что одним из возможных способов релаксации растягивающих напряжений, возникающих в аустенитных сталях под облучением, является фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, протекающее с поглощением избыточной концентрации радиационных вакансий.

Основываясь на схеме, предложенной в этой работе, нельзя исключить и вероятность обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, протекающего с выделением вакансий.

Анализ литературных данных показывает, что процесс $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения действительно имеет место при облучении аустенитных сплавов, например, ионами водорода [5], гелия [6], аргона [7], а так же при облучении электронами [8].

Целью настоящей работы было теоретическое изучение фазовых превращений, протекающих в сталях с учетом роли вакансий и связанных с ними полей упругих напряжений. Это важно для более полного понимания природы фазовых превращений не только в сталях и сплавах под облучением, но и при их термической и термомеханической обработке, при различных циклических нагружениях и др.

Следует отметить, что в рамках предлагаемой модели мы пока не учитываем роли продуктов ядерных реакций и каскадных областей в структурно-фа-

зовых превращениях облучаемых аустенитных сплавов.

1. ПРОЦЕДУРА ПОСТРОЕНИЯ ДИАГРАММЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТА

Процедура построения основана на следующих положениях:

- кристаллография $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений соответствует схеме Бейна [9] (рис. 1,а);
- в превращениях поглощается (или выделяется) избыточный объем, обусловленный вакансиями [4];
- деформация бейновского тетраэдра должна соответствовать минимуму прироста относительного объема ($\Delta V/V$).

Этим положениям отвечают, по крайней мере, две кристаллографические конфигурации:

- тетраэдр деформируется в сфере ($D=\text{const}$) по плоскости $(101)_{\text{ГЦК}} // (112)_{\text{ОЦТ}}$ в направлении $[101]_{\text{ГЦК}} // [111]_{\text{ОЦТ}}$ (см. рис. 1,б);
- тетраэдр деформируется между параллельными плоскостями $(111)_{\text{ГЦК}} // (101)_{\text{ОЦТ}}$ ($h=\text{const}$) в направлении $[112]_{\text{ГЦК}} // [101]_{\text{ОЦТ}}$ (см. рис. 1,в).

Все попытки выполнить те же самые расчеты на иных конфигурациях неизменно приводили либо к более высоким, либо к отрицательным значениям $\Delta V/V$. Не исключая, что среди множества возможных кристаллографических конфигураций справедливы и иные, мы остановились на двух вышеуказанных.

В обоих случаях

$$\Delta V/V = 1 - \frac{1}{\cos^2 \varphi \times \sin \varphi \times 2\sqrt{2}},$$

где φ – угол, который составляет предполагаемая кристаллографическая плоскость мартенситообразования с гранью (001) элементарной ячейки (см. рис. 1,а) и который изменяется в пределах $45^\circ \geq \varphi \geq 35^\circ 15'$. Поэтому для построения зависимости $\Delta V/V(\varphi)$ достаточно было использовать один из способов деформации.

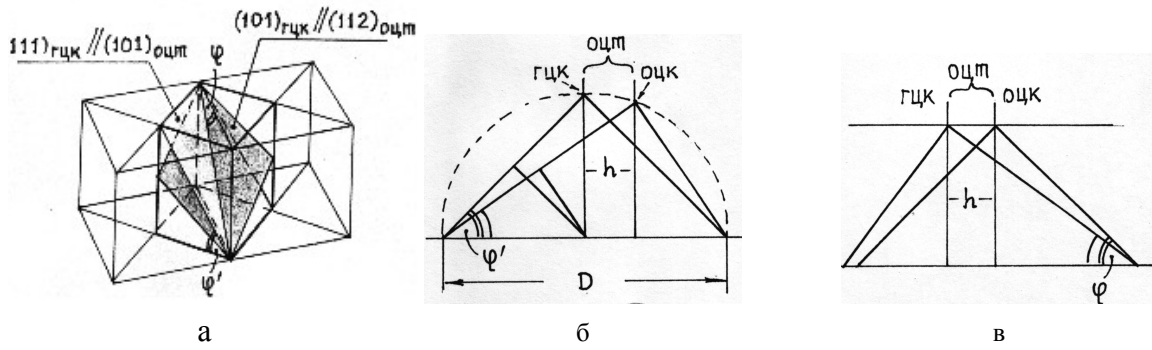


Рис. 1. Тетраэдр Бейна (а); деформация тетраэдра в сфере по плоскости $(101)_{ГЦК} // (112)_{ОЦТ}$ (б); деформация между параллельными плоскостями $(111)_{ГЦК} // (101)_{ОЦТ}$ (в)

На диаграмме (рис. 2, кривая 1 от точки «0» до точки «М») представлены результаты расчетов для конфигурации 1,б (см. рис. 1). Фактически $\Delta V/V$ соответствует C_v (шкала концентраций вакансий) и че-

рез модуль объемного сжатия (растяжения) (К) легко пересчитывается в величины нормальных напряжений σ_n ($\sigma_n = K \times \Delta V/V$).

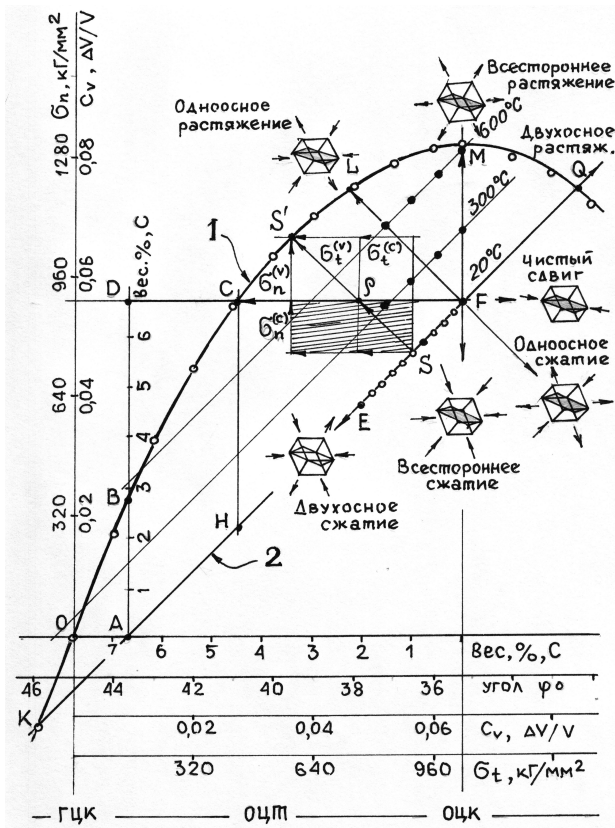


Рис. 2. Диаграмма фазовых превращений в сплавах «железо-углерод-вакансии» в температурно-силовом поле:

линия 1 – объемные изменения в чистых материалах при ГЦК \rightleftharpoons ОЦК-превращениях, обусловленные только вакансиями; линия 2 – объемные изменения при $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращениях в сталях, обусловленные только углеродом; σ_n, σ_t – нормальные и тангенциальные составляющие напряжений превращения соответственно; $\sigma_n^{(v)}, \sigma_n^{(c)}$ – составляющие напряжений, обусловленные вакансиями (v) или углеродом (c) соответственно

Кривая 1 является диаграммой полиморфных ГЦК-ОЦК-превращений в сплаве «металл-вакансии», обусловленных концентрацией и анизотропией распределения только вакансий. Она справедлива для любого чистого металла именно с таким полиморфным фазовым переходом. Интерпретация этого построения вызывала затруднения, главным

образом, из-за огромных значений напряжений и концентраций вакансий, необходимых для превращений.

Известно, что мартенситные превращения в сталях стимулирует углерод. С ростом содержания углерода в железе объемная доля мартенсита в закаленном аустените возрастает. Поэтому для сравне-

ния была построена та же зависимость $\Delta V/V(\Phi)$ (где Φ теперь является функцией содержания углерода) из экспериментальных данных об изменении параметров решеток аустенита и мартенсита в зависимости от содержания углерода в железе [10]. Рассчитанные из экспериментальных кривых значения $\Delta V/V(\Phi)$ хорошо укладываются на прямую 2 (см. диаграмму), которая имеет с кривой 1 всего две общих точки «К» и «Q», образующиеся при экстраполяции зависимости 1 и 2 в область за критических углов Φ . Несовместимость линий 1 и 2 объясняется просто: линия 2 построена с учетом изменения параметров решеток аустенита и мартенсита только от углерода и не учитывает влияния вакансий на эти параметры. Полагая, что линейная зависимость $\Delta V/V$ от содержания углерода в железе сохраняется для любых его концентраций, мы продолжили шкалу концентраций углерода в область высоких значений угла Φ .

Так как кривая 1 построена в координатах « $\sigma_n - \Phi$ », то естественно полагать, что перпендикулярная к σ_n ось Φ одновременно является и осью тангенциальных (σ_t) напряжений. Линия 2, проходящая под углом к основным осям, устанавливает соответствие концентраций углерода и вакансий с величинами нормальных и тангенциальных напряжений в решетке. Абсолютные же величины действующих при $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращениях напряжений и концентрации вакансий определяются разностью значений начальной и конечной точек любого вектора напряжений, соединяющего кривую 1 и линию 2.

(По определению [11] $3\left(\frac{\Delta l}{l} - \frac{\Delta a}{a}\right) = C_v - C_i \cong C_v$, поскольку, для металлов $C_v > C_i$; иначе – разность относительных деформаций $\Delta V/V$ между нашими кривыми 1 и 2 и есть C_v).

Диаграмма позволяет сопоставлять напряжения превращения и концентрации углерода и вакансий в сплавах «железо-углерод-вакансии» независимо от того, являются ли эти напряжения чисто внутренними, образованными, например, самими вакансиями и углеродом, или они приложены извне и являются суммой внутренних и внешних напряжений.

Возьмем, например, вектор напряжений превращения $\overrightarrow{S-S'}$, соединяющий кривую 1 с линией 2 нашей диаграммы. Он является суммой компонентов нормальных σ_n и тангенциальных σ_t напряжений. В свою очередь, каждая из них представляет собой сумму напряжений, образуемых углеродом ($\sigma_n^{(c)}, \sigma_t^{(c)}$) и вакансиями ($\sigma_n^{(v)}, \sigma_t^{(v)}$). Разделение этих компонентов происходит через линию CF, отвечающую нулевой концентрации углерода. При этом отрезок $\overrightarrow{\rho S'}$ – углеродная составляющая вектора, а отрезок $\overrightarrow{\rho S}$ – вакансионная.

Любая точка нашей диаграммы отвечает определенному напряженному состоянию системы „железо-углерод-вакансии“, а любой вектор напряжений, соединяющий нашу точку (например, ту же точку ρ

) с границами диаграммы, описывает силовые условия прямого или обратного мартенситного превращения и может быть разложен на составляющие так же как и вектор $\overrightarrow{S-S'}$.

Однако не следует забывать, что наши расчеты выполнены относительно определенной кристаллографии, которая не меняется в любой точке диаграммы. На самом деле, в изотропном материале многие из возможных на диаграмме состояний не реализуются потому, что в элементарном ОЦТ-объеме для двух кристаллографических конфигураций имеется 24 независимых и равноправных ориентации плоскости мартенситообразования, а разориентация между блоками в зерне и самих зерен приводит к тому, что реализуются, главным образом, только те ориентации, энергия превращения для которых минимальна.

На нашей диаграмме минимум энергии как прямого, так и обратного превращений будет описываться кратчайшим расстоянием между линиями 1 и 2 (или вектором минимальных напряжений). Вектор минимальных напряжений с изменением концентрации углерода в железе меняет свое направление от σ_n (сжатие или растяжение) в чистом железе до направлений, близких к σ_t при концентрациях углерода, близких к пределу растворимости. Это связано с анизотропией распределения углерода в ОЦТ-объеме железа. В то же время, в реальном материале существует и анизотропия распределения вакансий в решетке железа, которая, в свою очередь, может изменять минимальную энергию превращения, отклоняя вектор напряжений от кратчайшего расстояния. Влияние анизотропии вакансии особенно заметно должно проявляться на начальных стадиях образования деформационного мартенсита, когда C_v растет преимущественно в определенных плоскостях, а не в объеме всего кристалла.

Как видно из диаграммы, изменения вектора действующих напряжений превращения (например, от \overrightarrow{FC} к \overrightarrow{FL}) изменяют объемные несоответствия ($\Delta V/V$) γ - и α -фаз, которые, как и сам вектор, являются суммой «нормальных» и «тангенциальных» несоответствий. Понятно, что accommodation фаз с различными объемными изменениями требует различных габитусных плоскостей их сочленения [12]. Кроме того, вариации действующих напряжений способны активизировать и иные плоскости мартенситообразования [12].

Так как наша диаграмма учитывает, как минимум, две кристаллографические конфигурации (см. рис. 1,б,в), то можно ожидать, что под действием σ_n мартенситообразование развивается по плоскости (101) γ с образованием игольчатой формы α' -фазы [13], а под действием σ_t возможно скольжение по (111) γ с образованием ε -фазы и пластинчатых форм мартенсита. Этот вывод находит экспериментальное подтверждение в работе [14], где на начальных стадиях деформации в аустенитных ста-

лях наблюдали преимущественное образование ε -фазы, а с ростом деформации – α' -мартенсита.

Особо следует указать, что для полного описания процессов $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений необходимо знать не вектор, а тензор действующих напряжений. В отдельных направлениях вектор является осью симметрии для σ_n и σ_t , что позволяет, с некоторыми несущественными ограничениями, сопоставить направления вектора с определенными тензорами напряжений. Эти направления и связанные с ними тензоры напряжений указаны прямо на диаграмме.

Линия 2 нашей диаграммы соответствует $\Delta V/V$ (φ) при 20 °С. Для построения «температурно-силового» поля превращений необходимо знать зависимость $\Delta V/V$ (φ) при различных температурах.

Из справочных данных о коэффициентах термического расширения для сплавов Fe-C с различным содержанием углерода (от 0 до 1,5 вес.%, C) мы вычислили $\Delta V/V$ для различных температур от 20 до 1000 °С [15].

В области указанных концентраций углерода результаты вычислений вплоть до 700 °С укладываются на линии, параллельные нашей линии 2 и с ростом температуры – смещаются в сторону более высоких значений σ_n . Поскольку кривая 1 не зависит от температуры, напряжения превращения с ее повышением уменьшаются, и поле между зависимостями 1 и 2 сокращается. При температуре 800 °С линейная зависимость $\Delta V/V$ (φ) нарушается, а при 900 °С и выше кривые $\Delta V/V$ (φ) вообще не имеют точек соприкосновения с нашей диаграммой. Для примера на диаграмме представлены рассчитанные зависимости $\Delta V/V$ (φ) для различных концентраций углерода при 300 и 600 °С, а на рис. 3 дано объемное изображение «температурно-силового» поля $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений в системе «железо-углерод-вакансии».

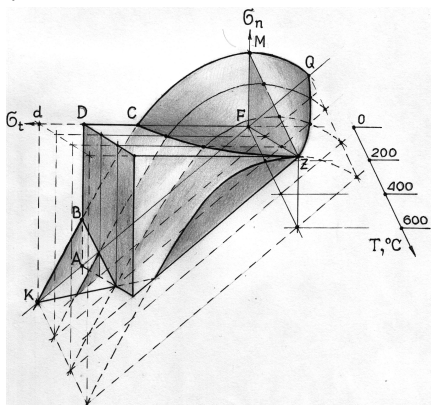


Рис. 3. Примерное изображение диаграммы фазовых превращений в координатах « $\sigma_n - \sigma_t - T$ ». С ростом температуры точки «М» и «F» сближаются и при T несколько выше 600 °С сливаются в точку «Z»

2. ОБСУЖДЕНИЕ

Таким образом, мы построили диаграмму «температурно-силового» поля полиморфных ГЦК \rightleftharpoons

ОЦК-превращений для тройного сплава «железо-углерод-вакансии». Справедливость ее подтверждается соответствием некоторых точек диаграммы с известными экспериментальными данными. Для лучшего представления результатов на рис. 4 схематично представлено сечение фазовой диаграммы при 20 °С. Точка «М» на ней отвечает температурной точке мартенситного превращения в феррите при его закалке (шаровой тензор напряжений сжатия) и в соответствии с данными [10] находится вблизи 600 °С.

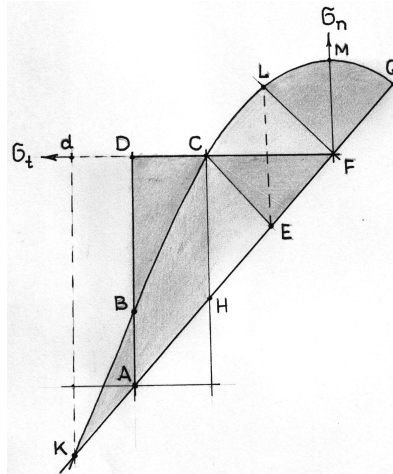


Рис. 4. Фазовые превращения в сплаве «железо-углерод-вакансии» в поле упругих напряжений (схема соответствует разрезу «температурно-силового» поля при 20 °С, см. рис. 2 и 3):

- 1). FCMQ – сектор фазовых превращений в сплаве «железо-вакансии», где
 - а) – в области FLMQ под действием гидростатических давлений сжатия возможны $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения с образованием петель дислокаций межузельного типа или глобулярных образований из межузельных атомов;
 - б) – в этой же области под действием всестороннего растяжения возможны $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения с образованием петель вакансионного типа или вакансионных пор;
 - в) – в области FCL под действием сдвиговых компонентов напряжений возможно образование ε -фазы по схеме $\gamma \rightleftharpoons \varepsilon \rightleftharpoons \alpha$.
- 2). Сектор FECLMQ – сектор фазовых превращений в сплаве «железо-углерод-вакансии» (в сталях), где
 - г) – в области ELMF для сталей характерны превращения а- и б-типов;
 - д) в области ECLF характерны превращения в-типа;
 - е) – по линии CF возможен силовой распад γ -твердого раствора с образованием карбида и α -железа.
- 3). Сектор FCDDKAE – сектор превращений в карбидах:
 - ж) – по линии DF идет прямой распад «цементита» в феррит с выделением графита;
 - з) – по линии «цементита» DBA под гидростатическим давлением сжатия идут процессы $\text{Ц} \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, при снятии давлений идет обратное превращение $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \text{Ц}$;
 - и) в области KdDB существуют карбиды, а в области ABK – γ и α -железо с содержанием углерода в

твердом растворе выше известного предела растворимости

Наша диаграмма предсказывает, что выше точки «М» силовых фазовых превращений в феррите быть не может.

Точка «С» соответствует по концентрациям углерода (~4,3 вес. %, С) точке эвтектики в классической диаграмме состояний сплава Fe-C. В этой точке нашей диаграммы не случайно сходятся линии, соединяющие все основные фазовые состояния системы «железо-углерод-вакансии» (см. рис. 4). Подобно тому, как распадается цементит в интервале температур 1130...1135 °С, в силовом поле он может распаться по линии DCF с выделением графита и образованием чистого феррита (под действием чистого сдвига σ_t).

Линия 2 пересекает линию нулевых объемных деформаций и нулевых напряжений в точке «А», которая отвечает концентрации 6,67 вес. %, С. Углерод с таким содержанием в твердом растворе находится только в цементите Fe₃C.

На нашей диаграмме состоянию «цементит» соответствует точка «D», которая находится за пределами «температурно-силового поля» ГЦК↔ОЦК-превращений. Это связано с тем, что в области концентрации углерода выше 4,3 вес. % силовые состояния сплава Fe-C контролируются углеродом и слабо зависят от концентрации вакансий. Тем не менее силовые превращения в сплавах с содержанием в твердом растворе углерода больше 4,3 вес. % возможны. Как видно из диаграммы, для этого достаточно приложить внешние гидростатические сжатия (направление «-у»). Чем выше содержание углерода в сплаве, тем более высокие давления необходимы для превращений (например, сравним отрезки «CH» и «DA»). Превращения протекают в последовательности: цементит (карбид) «D»→аустенит «В»→феррит «А». Поскольку в природе аустенита и мартенсита с таким высоким содержанием углерода в твердом растворе не существует, то снятие давлений будет сопровождаться обратными превращениями (если не произойдет распад твердого раствора). Подобные превращения наблюдали в железо-никелевом сплаве с ферритной структурой, когда при нагреве под давлением феррит превращался в линзовидный аустенит, а при охлаждении аустенит претерпевал обратное превращение [16]. Из диаграммы также следует, что растворимость углерода в железе может быть и выше 6,67 вес. %. Для этого также необходимы гидростатические сжатия. Охлаждая расплав под давлением, можно получить, к примеру, твердый раствор Fe-C с содержанием 8,5 вес. %, С при 20 °С (см. на диаграммах точку «К»).

Исследуя процессы, протекающие под облучением в метастабильных аустенитных сталях, мы привыкли считать, что они определяются только влиянием пересыщения точечными дефектами и преференсом их на стоках и почти совсем не уделяем внимания действующим при этом внутренним напряжениям. Известно, что вблизи стоков концентрации вакансий, а следовательно, и действующие напряже-

ния существенно отличаются от таковых вдали от стоков [3]. Например, вблизи границ зерен и дислокаций, где скорости поглощения вакансий стоками превышают скорости их генерации, возникают области с вакансионной недостаточностью [3]. В этих областях действуют напряжения растяжения. Центральная же часть зерен, наоборот оказывается пересыщенной вакансиями и, следовательно, находится под действием напряжений сжатия [17]. Так под облучением в сталях возникают градиенты напряжений. В дальнейшем все структурно-фазовые изменения в метастабильных аустенитах протекают под действием этих градиентов и направлены на релаксацию внутренних напряжений, обусловленных анизотропией распределения вакансий. Из всего множества процессов выделим два основных:

- рост плотности дислокаций с полигонизацией и созданием ячеистых или сетчатых структур [3];
- диффузионный распад аустенита с образованием феррита и карбида [10,12].

Фазовые превращения «аустенит-феррит» возможны в условиях вакансионного пересыщения (всестороннего сжатия) и без предварительного диффузионного распада. Достаточно, чтобы напряжения сжатия оказались равными напряжениям $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращения в соответствии с нашей диаграммой. Вероятно, подобный механизм образования тетраэдров дефектов упаковки в «поджатых» областях вблизи дислокаций наблюдали в аустенитных сталях на ранних стадиях облучения в высоковольтном электронном микроскопе [18]. (Кристаллография тетраэдров не известна). Так или иначе, образование ферритной фазы в условиях отсутствия иных эффективных стоков является лучшим механизмом поглощения вакансий пересыщения.

Как отмечалось выше, под облучением в сталях идет образование ячеистых (сетчатых) структур. Когда размеры ячеек становятся такими, что скорость диффузионного потока вакансий на их границе оказывается выше скорости их генерации, в ячейке начинают накапливаться напряжения растяжения, и при их определенном уровне (см. диаграмму) теперь уже ферритная матрица (которая возникла на предшествующих этапах облучения) претерпит обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение с выделением вакансионного комплекса. В данном случае $\alpha \rightarrow \gamma$ -переход является источником вакансий, недостающих в окружающей матрице.

Эти представления позволяют полагать, что под облучением происходит ротация тензора напряжений от всестороннего сжатия через чистый сдвиг к всестороннему растяжению. Под действием шарового тензора сжатия в материалах при $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращениях возможно образование глобулярных выделений из межузельных атомов (с кристаллографией наноструктур). С возникновением тангенциальных напряжений вместо глобулярных образований возникают петли дислокаций межузельного типа. Этот механизм подавляется при приближении тензора напряжений к чисто сдвиговому, — образуются ε -фазы.

С появлением растягивающих составляющих в тензоре напряжений сдвиговые деформации уступают место $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращениям с образованием петель дислокаций вакансионного типа, а при возникновении шарового тензора растяжений – вакансионных пор (см. подпись к рис. 4).

Какие же экспериментальные результаты могут являться подтверждением предложенной модели?

Что касается существования прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, то здесь можно сослаться на работу Ф. Гарнера и других [19], в которой обнаружено существование областей «массивного феррита» между пор в сильно распухающей аустенитной стали.

В работе [20] отмечается, как неожиданный факт, что во всех простых сплавах, лежащих даже внутри γ -фазного региона равновесной диаграммы состояния, после нейтронного облучения в температурном интервале распухания было обнаружено формирование феррита.

Установленным является факт существования при различных видах облучения и обратного мартенситного перехода [21], когда под облучением обростались и росли в ОЦК-регионах матрицы стабильные зародыши ГЦК-фазы.

Что особенно важно для данной модели (учитывая, что точка «М» на кривой лежит вблизи 600 °С и она же фактически является верхней границей распухания), так это то, что верхняя граница обратного мартенситного перехода в облученных Fe-Cr-Ni-сталлях лежит в интервале температур 550...650 °С [21].

Таким образом, существует удовлетворительное соответствие выводов предлагаемой модели как с классической диаграммой состояний Fe-C, так и с экспериментальными результатами изучения фазовой стабильности под облучением аустенитных нержавеющих сталей в интервале температур проявления вакансионного распухания.

ЛИТЕРАТУРА

1.С.З. Бокштейн. *Строение и свойства металлических сплавов*. М.: «Металлургия», 1971, 496 с.
2.Р.М. Габидуллин, Б.А. Колачев, А.А. Калачев. Диаграмма состояния металл-вакансии // *Цветная металлургия*. 1976, №4, с. 87 – 91.
3.В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Т.П. Черняева. *Радиационные дефекты и распухание металлов*. Киев: «Наукова думка», 1988, 294 с.
4.И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко. О возможности образования мартенсита в аустенитных нержавеющих сталях под облучением // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных поврежденных и радиационное материаловедение»*. 2002, №6, с. 143 – 146.
5.И.А. Дубовцев. *Применение эффекта Мессбауэра в радиационной физике металлов и сплавов* /Деп. в ВИНТИ, № 4396-82, с. 130.
6.С.А. Брюгеман, И.А. Дубовцев, В.И. Масалови др. Стабилизация аустенита и образование упорядочен-

ной фазы Fe₃Ni при радиационных воздействиях в сплаве Fe-25 ат.% Ni // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных поврежденных и радиационное материаловедение»*. 1984, в.4(32), с. 65 – 67.

7.В.Н. Полуниин, И.Г. Сидоров, И.А. Дубовцев и др. α - γ -переход в в железо-никелевом сплаве под действием бомбардировки ионами аргона // *ФММ*. 1977, т. 44, № 4, с. 877 – 878.

8.П.Л. Грузин, Ю.Л. Родионов, Л.С. Л.С. Сарсенбин и др. Низкотемпературное изотермическое α - γ -превращение в упорядоченных железоникелевых сплавах // *ФММ*. 1977, т. 44, № 4, с. 877 – 878.

9.E.G. Bain. The nature of martensite // *Trans. Metall. Soc. AIME*. 1924, v. 70, p. 25 – 46.

10.А.М. Гуляев. *Металловедение*. М.: «Оборонгиз», 1963, 371 с.

11.Ж. Фридель. *Дислокации*. М.: «Мир», 1967, 396 с.

12.Ю.Н. Петров. *Дефекты и бездиффузионные превращения в стали*. Киев: «Наукова думка», 1978, 262 с.

13.А.Л. Ройтбурд // *ФТТ*. 1969, т. 11, № 6, с. 1465 – 1475.

14.G.V. Olson and M. Kohen // *Met. Transactions, A*. 1975, v. 6A, p. 791 – 799.

15.В.С. Чиркин. *Термофизические свойства материалов ядерной техники*. М.: «Атомиздат», 1968, 484 с.

16.И.В. Зельдович, Е.Ф. Хомская, К.М. Грязнов и др. Мартенситные превращения, вызванные действием высоких статических и динамических давлений // *ФММ*. 1990, № 1, с. 151 – 158.

17.А.В. Кацман, Н.П. Резникова. О связи инкубационного периода распухания с внутренними напряжениями, возникающими в кристаллах при облучении // *Радиационное материаловедение. Труды Международной конференции по радиационному материаловедению. Алушта, 22-25 мая 1990 г.*

18.S.L. King, M.L. Jenkins, M.A. Kirk and C.A. English. The interaction of point defects with line dislocations in HVEM irradiated Fe-Cr-Ni-alloys // *Effects of radiation on materials: 15th Int. Symposium*. ASTM STP 1125. ASTM, Philadelphia. 1992, p. 448 – 462.

19.M.L. Hamilton, F.H. Huang, W.Y.S. Yang and F.A. Garner. Mechanical properties and fracture behavior of 20% cold-worked 316SS irradiated to very high neutron exposures // *Influence of Radiation in Material Properties: 13th International Symposium (Part II)*, ASTM, Philadelphia, 1987, p.p. 245 – 270.--

20.F.A. Garner, H.R. Brager, D.S. Gelles and Y.M. Me Carthy. Neutron irradiation of Fe-Cr-Ni alloys and an explanation of their difference in Swelling behavior // *J. Nucl. Mater.* 1987, v. 148, p. 294-301.

21.Y.E. Stubbus. Phase stability in Fe-15Ni-XCr alloys under ion or electron irradiation to very high neutron exposures // *Influence of radiation in material properties: 13th International symposium (Part II)*, ASTM STP 956, F.A. Garner, C.H. Hanager, Yr. and N1 data, Eds., ASTM, Philadelphia. Part 1, p. 758 – 774.

ДІАГРАМА ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В СПЛАВАХ «ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЬ-ВАКАНСІЇ» У ПОЛЯХ НАПРУЖЕНЬ

I.M. Laptev, O.O. Parkhomenko

На підставі уявлень про участь вакансій у $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -перетвореннях у сталях автори побудували діаграму силових мартенситних перетворень у системі „залізо-вуглець-вакансії”. Діаграма дозволяє співставляти діючі напруження перетворень з концентраціями вуглецю та вакансій і може бути використана як для пояснення структурно-фазових перетворень у опромінених та неопромінених сталях, так і при розробці нових конструкційних матеріалів.

THE DIAGRAM OF THE STRESS ASSISTED MARTENSITIC TRANSFORMATIONS FOR «Fe-C-VACANCY» SYSTEM

I.N. Laptev, A.A. Parkhomenko

The diagram of the stress assisted martensitic transformations for “Fe-C-vacancy” system is derived based on the vacancy effect into $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -transformation in steels. This diagram allows to relate the transformation stresses with carbon and vacancy concentration and can be used to explain the structure-phase transformations in the irradiated and unirradiated steels and also to develop new structural materials.