

PACS: 64.70.Kd, 64.60.Bd, 75.60.Ej

Л.С. Метлов^{1,2}, Б.М. Эфрос¹, В.Н. Варюхин^{1,2}

ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ ЯВЛЕНИЯ В γ/ε -ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

²Донецкий национальный университет
ул. Университетская, 24, г. Донецк, 83001, Украина

Статья поступила в редакцию 25 января 2013 года

Получены результаты исследования фазового состава сплавов на основе твердого Fe–Mn-раствора в зависимости от параметров интенсивной пластической деформации (ИПД) под давлением. Экспериментально и теоретически показано, что формирование нанокристаллического (НК) состояния увеличивает гистерезис барических $\alpha/\varepsilon/\gamma$ -превращений и, следовательно, оказывает существенное влияние на стабильность ГПУ ε -фазы высокого давления в исследованных сплавах в зависимости от величины энергии дефектов упаковки ГЦК γ -фазы.

Ключевые слова: фазовый переход, твердый раствор, сплав, неравновесная термодинамика, дефекты, интенсивная пластическая деформация

Одержано результати досліджень фазового складу сплавів на основі твердого Fe–Mn-розчину в залежності від параметрів інтенсивної пластичної деформації (ИПД) під тиском. Експериментально й теоретично показано, що формування нанокристалічного (НК) стану збільшує гістерезис баричних $\alpha/\varepsilon/\gamma$ -перетворень і, отже, оказує суттєвий вплив на стабільність ГПУ ε -фазы високого тиску у сплавах, які досліджуються, у залежності від значення енергії дефектів упаковки ГЦК γ -фазы.

Ключові слова: фазовий перехід, твердий розчин, сплав, нерівноважна термодинаміка, інтенсивна пластична деформація

В настоящее время большой интерес представляет изучение $\alpha/\varepsilon/\gamma$ -фазовых переходов мартенситного типа в сталях и сплавах на основе твердого Fe–Mn-раствора. Эти переходы протекают при достаточно низких температурах и сопровождаются относительно большими объемными эффектами превращения, что обуславливает высокую чувствительность данных сталей и сплавов к воздействию давления и пластической деформации [1]. Кроме того, известно, что формирование НК-структуры может оказывать существенное влияние на кинетику и полноту барических сдвиговых (мартенситных) превращений в сталях и сплавах [2].

Объектами исследования служили железо и его сплавы с содержанием марганца C_{Mn} от 3 до 55 mass%, имеющие различную энергию дефектов упаковки и, следовательно, разный фазовый состав в исходном состоянии после обработки на твердый раствор. Выбор данных материалов обусловлен тем, что сплавы на основе твердого Fe–Mn-раствора являются основой для создания высокопрочных, немагнитных, демпфирующих, инварных, элинварных, износостойких, коррозионно-стойких материалов со стабильной и метастабильной ГЦК γ -фазой [3].

Для исследования влияния ИПД и/или давления использовали установки для кручения и трехосного или одноосного сжатия под давлением, в которых реализованы методы с «мягкой» схемой напряженного состояния. Диапазоны давления P и величины деформации e изученных сплавов составляли соответственно 0–(~ 60) GPa и 0–(~ 10) единиц истинной деформации. Структурно-фазовое состояние образцов исследовали методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии, мессбауэрографии, магнитометрии и металлографии.

Начальные стадии ($e \leq 4$) ИПД в условиях высоких давлений приводят к появлению структур полосчатого типа, формируемых из двойников и дефектов упаковки, в $(\epsilon + \gamma)$ - и γ -Fe–Mn-сплавах: $(\epsilon + \gamma)$ -Fe₈₀Mn₂₀, $(\epsilon + \gamma)$ -Fe₇₅Mn₂₅, γ -Fe₆₀Mn₄₀, γ -Fe₅₅Mn₄₅, γ -Fe₅₀Mn₅₀, γ -Fe₄₅Mn₅₅ и $(\gamma + \epsilon)$ -Fe₇₈Mn₂₀Si₂. Дальнейшее увеличение величины сдвиговой деформации e от 4 до ~ 10 при ИПД приводит к формированию НК-структуры со средним размером микрокристаллитов $d \approx 60$ –100 nm, которая имеет сильную зависимость от схемы и величин параметров ИПД. Формирование НК-состояния при ИПД под давлением привело к изменению фазового состава всех исследованных сплавов, за исключением ОЦК α -Fe и α -Fe–Mn-сплавов. В ОЦК α -Fe–Mn-сплавах с концентрацией $C_{Mn} < 10\%$ (α -Fe₉₇Mn₃, α -Fe₉₃Mn₇) ИПД с параметрами $e = 6.4$ и $P = 10$ GPa не приводит к стабилизации ГПУ ϵ -фазы высокого давления (рис. 1,а).

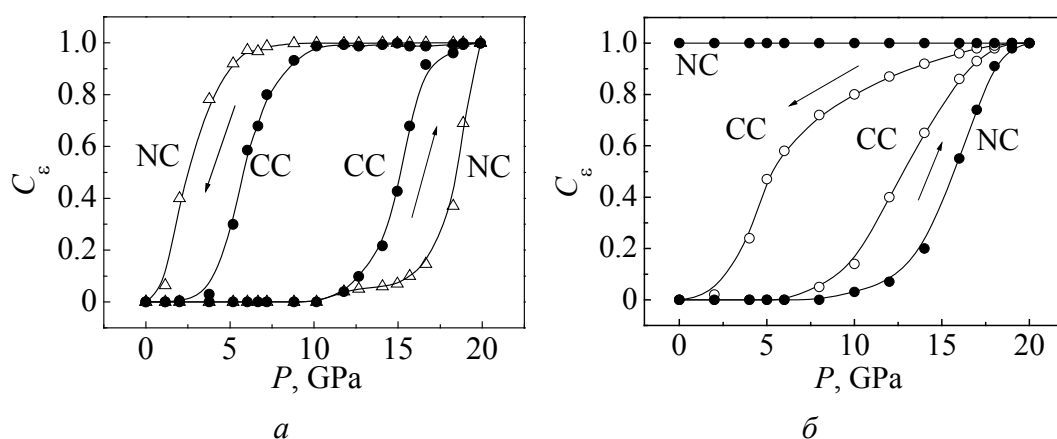


Рис. 1. Зависимость концентрации ϵ -фазы высокого давления C_ϵ в α -Fe (а) и γ -Fe₅₅Mn₄₅ (б) от давления P : CC – крупнокристаллическое ($d \approx 1000 \mu\text{m}$) состояние; NC – нанокристаллическое ($d \approx 80 \text{ nm}$)

ИПД под давлением ($\gamma + \epsilon$)-Fe–Mn-сплавов приводит к дополнительному увеличению ГПУ ϵ -фазы по сравнению с исходным состоянием и другими обработками под давлением (гидроэкструзия, ударные волны и т.д.) (рис. 2).

Характер изменения фазовых составляющих при деформации ($\gamma + \epsilon$)-Fe–Mn-сплавов показывает повышение содержания ГПУ ϵ -фазы и подавление ОЦК α' -фазы деформации с ростом давления P , что подтверждается также исследованием изменения фазового состава сплава ($\epsilon + \gamma$)-Fe₈₀Mn₂₀ при ИПД под давлением. Данная закономерность обусловлена соответствующими величинами удельных объемов γ -, ϵ - и α -фаз [2,3].

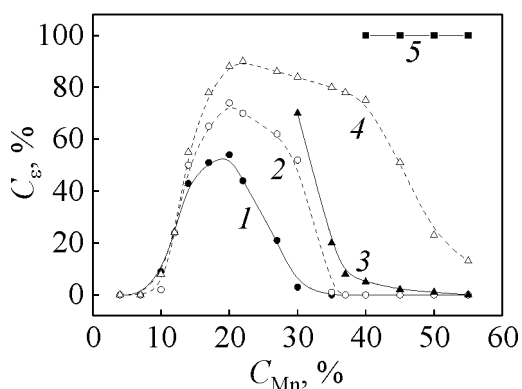


Рис. 2. Влияние различных обработок на стабилизацию ГПУ ϵ -фазы высокого давления в Fe–Mn-сплавах в зависимости от концентрации марганца C_{Mn} : 1 – исходное (закаленное) состояние; 2 – гидроэкструзия ($e \approx 0.5$, $P \approx 1$ GPa); 3 – ударно-волновое нагружение ($P \approx 16$ GPa) [2]; 4, 5 – ИПД методом кручения соответственно при $e \approx 6-7$, $P \approx 10$ GPa и $e \approx 4-5$, $P \approx 20$ GPa

В γ -Fe–Mn-сплавах (γ -Fe₆₀Mn₄₀– γ -Fe₄₅Mn₅₅) ИПД кручением под давлением с параметрами $P \approx 10$ GPa и $e \approx 6.4$ вызывала $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращение с сохранением от 70 до 10% ГПУ ϵ -фазы высокого давления после снятия давления (рис. 2). При этом количество остаточной ГПУ ϵ -фазы высокого давления снижается с ростом энергии дефекта упаковки исходной γ -фазы в Fe–Mn-сплавах (увеличением концентрации C_{Mn}). Повышение P до 19–20 GPa при ИПД кручением с величиной $e \approx 4-5$ вызывало необратимое $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращение с полным сохранением 100% ГПУ ϵ -фазы высокого давления после снятия давления (при атмосферном давлении) (см. рис. 1,б). Необходимо отметить, что трехосное сжатие при $P \approx 19-20$ GPa без пластической деформации и с контролем фазового состава *in situ* вызывает обратимое барическое γ/ϵ -превращение в γ -Fe–Mn-сплавах (γ -Fe₆₀Mn₄₀– γ -Fe₄₅Mn₅₅).

Анализ полученных экспериментальных результатов показал, что возможным механизмом стабилизации ГПУ ϵ -фазы высокого давления при декомпрессии является увеличение гистерезиса прямого и обратного γ/ϵ -превращения и, следовательно, уменьшение величины $P^{\epsilon \rightarrow \gamma}$ ниже величины атмосферного давления вследствие формирования деформационной НК-структуры, которая в данных сплавах характеризуется (3–4)-кратным упрочнением по сравнению с исходным состоянием.

Исследование температурной стабильности ГПУ ϵ -фазы высокого давления в нанокристаллических γ -Fe–Mn-сплавах показало, что нагрев до температуры $T \geq 520$ K инициирует обратное $\epsilon \rightarrow \gamma$ -превращение (для получения однофазного γ -состояния достаточно выдержки при $T = 610-660$ K в течение 5 min).

Известно, что одним из управляющих параметров в случае классических фазовых переходов является гидростатическое давление, в то время как для неравновесных быстропротекающих процессов важны также негидростатические компоненты. Только в небольшом количестве публикаций приводились результаты исследований влияния на протекание фазовых переходов негидростатических напряжений [4–6] и предпринимались некоторые попытки их теоретического обоснования [7–9]. Авторы отмечали, что в условиях негидростатического сжатия наблюдаются смещение точек фазового перехода в область более низких давлений (в два-три раза), возникновение новых фаз, которые отсутствуют в условиях чисто гидростатического сжатия, а также гистерезисные явления.

В работе [2] описаны γ/ϵ -фазовые переходы при увеличении внешнего давления до 20 GPa и обратные им γ/ϵ -переходы при сбросе давления до атмосферного уровня. При этом наблюдались гистерезисные явления – то же значение концентрации ϵ -фазы при обратном ходе (сбросе давления) достигалось при меньших значениях внешнего давления, чем при прямом ходе (возрастании давления).

Качественная картина процессов, которые сопровождают такие переходы, выглядит следующим образом. γ -фаза представляет собой трехслойную плотноупакованную ГЦК-структуру, а ϵ -фаза – двухслойную ГПУ-структуру, которая за счет заполнения тетраэдрических пустот имеет большее количество соседей во второй координационной сфере и, как следствие, более сильное ван-дер-ваальсово притяжение и более высокую плотность вещества. Появление в любой из этих структур дефектов в форме частичных дислокаций, которые обязательно сопровождаются дефектами упаковки, можно рассматривать как зародыши другой фазы. Действительно, дефект упаковки представляет собой локальное нарушение чередования заполнения слоев. Если исходная фаза имела трехслойную ГЦК-структуру, то дефект упаковки будет иметь двухслойное строение, т.е. будет представлять собой элемент или зародыш ГПУ-структуры, и наоборот, если исходная фаза имела двухслойную ГПУ-структуру, то дефект упаковки будет иметь трехслойное строение, т.е. будет представлять собой элемент ГЦК-структуры. При увеличении внешнего давления в γ -фазе будет расти количество частичных дислокаций и сопровождающих их зародышей ϵ -фазы. При достижении определенной плотности таких зародышей они могут объединяться, образуя объемные зародыши ϵ -фазы мезоскопического уровня.

По мере роста дефектности материала на начальной стадии нагружения внутренняя энергия кристалла будет возрастать, причем для описания процесса вполне приемлемо описание в рамках неравновесной эволюционной термодинамики [10]. На этой стадии основной является ГЦК-фаза, а возникающие в ней зародыши ГПУ-фазы можно вполне рассматривать как ее дефекты. Ситуация меняется принципиальным образом, когда концентрация обеих фаз выравнивается и приближается к 50%. В этом случае

нельзя сказать, какую фазу можно считать основной, а какую – ее дефектом, более того, фазы могут быть распределены неоднородно от ~ 100% до практически 0%. То есть фактически дефектность материала теперь будет ниже, а чистые фазы, распределенные по разным зернам, будут иметь разный уровень равновесной потенциальной энергии, приходящейся на один атом. Причем энергия на один атом в ГПУ-фазе будет ниже. Поэтому общая картина следующая. На начальной стадии идет некоторый рост дефектности ГЦК-фазы в виде флуктуаций в форме дефектов упаковки, и эту часть процесса можно описать в рамках неравновесной эволюционной термодинамики. В тех зернах, в которых флуктуация превысила критический размер, будет сформирована ГПУ-фаза, причем в ней также будут присутствовать дефекты упаковки, но уже как островки или флуктуации ГЦК-фазы. При увеличении давления количество зерен, перешедших в ГПУ-фазу, будет увеличиваться, а количество зерен, еще находящихся в ГЦК-фазе, будет уменьшаться. Уровень дефектности в этой ситуации внутри самих зерен как представителей другой альтернативной фазы будет скорее всего оставаться неизменным и максимальным для данных условий.

Внутренняя энергия для описания этого перехода имеет стандартный вид степенного разложения (см. формулы (18), (19) в [11]):

$$u_0 + \varphi_0 f - \frac{1}{2} \varphi_1 f^2 + \frac{1}{3} \varphi_2 f^3 - \frac{1}{4} \varphi_3 f^4, \quad (1)$$

где в качестве активно изменяющегося дефекта фигурирует свободный избыточный объем f , который здесь понимается в том смысле, насколько текущее значение объема твердого тела превосходит объем идеально кристаллической ε -фазы. Эта величина максимальна для γ -фазы и уменьшается до значения, близкого к нулю, при переходе в ε -фазу. Коэффициенты разложения при старших степенях параметра f будем считать константами, остальные зависят от первого инварианта упругих деформаций ε_{ii}^e и плотности h границ зерен как от управляющих параметров:

$$\begin{aligned} \varphi_0 &= \varphi_0^* + g\varepsilon_{ii}^e - qh, \\ \varphi_1 &= \varphi_1^* - 2\varepsilon_{ij}^e - Qh. \end{aligned} \quad (2)$$

Здесь упругие деформации связаны с внешним давлением соотношением $P = -K\varepsilon_{ii}^e$, где K – сжимаемость материала. Знак «минус» взят в связи с тем, что сжатию соответствуют отрицательные значения тензора упругих деформаций.

Переменная h имеет тот же смысл, что и для ИПД, а именно плотности границ зерен (см. формулы (15), (16) и определения к ним в [11]). Отметим, что вклады от границ зерен входят здесь с отрицательными знаками, т.е.

имеют релаксационный характер. Это связано с тем, что вклад от границ зерен учитывается только в коэффициентах, которые стоят при степенях избыточного свободного объема. Самостоятельный же вклад от них в «чистом» виде должен быть, как и полагается, положительным (см., напр., [11–13]). Однако поскольку плотность границ зерен в данной постановке задачи не меняется и играет роль одного из управляющих параметров, то этот постоянный вклад опущен.

График внутренней энергии в общем случае имеет два максимума, левый из которых принадлежит ε -фазе, а правый в области большего свободного объема – γ -фазе (рис. 3). Переход ε -фазы в γ -фазу и наоборот осуществляется при изменении рельефа внутренней энергии в результате варьирования управляющего параметра ε_{ii}^e (рис. 3). Отметим, что внутренняя энергия здесь подразумевается в смысле эффективного термодинамического потенциала согласно определениям неравновесной эволюционной термодинамики [10]. При этом максимум такого эффективного потенциала будет соответствовать минимуму свободной (классической) энергии.

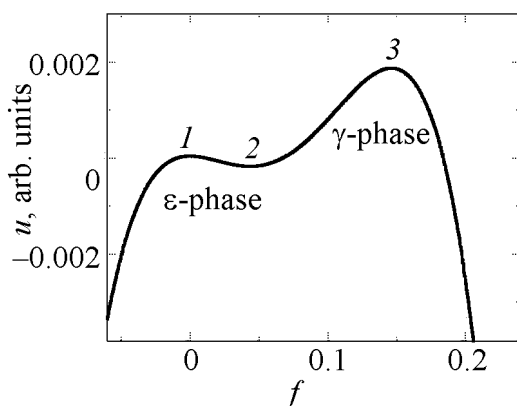


Рис. 3. Схематический график внутренней энергии: 1, 3 – максимумы внутренней энергии; 2 – ее минимум

Увеличивая управляющий параметр ε_{ii}^e (давление), а затем уменьшая его, получим цикл нагрузки–разгрузки. Пример зависимости свободного избыточного объема от управляющего параметра (гистерезисная кривая) приведен на рис. 4.

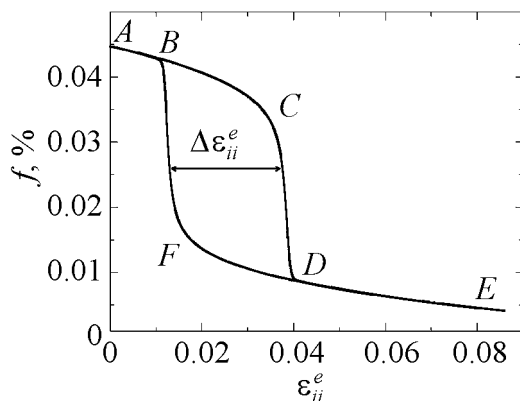


Рис. 4. Гистерезисная кривая для γ/ε -перехода. Стрелкой указана ширина гистерезиса, буквами – последовательность стадий нагружения и разгрузки

Представляет интерес исследовать зависимость параметров кривой гистерезиса от коэффициентов разложения внутренней энергии. Экстремумы внутренней энергии будут определяться из условия

$$\frac{\partial u}{\partial f} = \varphi_0 - \varphi_1 f + \varphi_2 f^2 - \varphi_3 f^3 = 0. \quad (3)$$

В общем случае возможны три различных вещественных решения этого уравнения: f_1, f_2, f_3 . При выбранных параметрах задачи первый и третий корни соответствуют максимуму внутренней (эффективной [10]) энергии, второй – ее минимуму. Коэффициенты уравнения можно выразить через эти корни:

$$\begin{aligned} \varphi_0 &= \varphi_3 f_1 f_2 f_3, \\ \varphi_1 &= \varphi_3 (f_1 f_2 + f_1 f_3 + f_2 f_3), \\ \varphi_2 &= \varphi_3 (f_1 + f_2 + f_3). \end{aligned} \quad (4)$$

В начальном состоянии (правый максимум на рис. 3) система находится в γ -фазе (точка A на рис. 4). С ростом управляющего параметра ε_{ii}^e она будет медленно эволюционировать в направлении точки B с уменьшением величины свободного избыточного объема. «Быстрый» переход в ε -фазу начинается с момента слияния правого максимума и минимума внутренней энергии $f_2 = f_3$ (точка C на рис. 4). При этом условии

$$\begin{aligned} \varphi_0 &= \varphi_3 f_1 f_2^2, \\ \varphi_1 &= \varphi_3 f_2 (2f_1 + f_2), \\ \varphi_2 &= \varphi_3 (f_1 + 2f_2). \end{aligned} \quad (5)$$

Из этой системы уравнений нетрудно найти «высоту» гистерезисной кривой как разность свободных избыточных объемов, соответствующих слившимся точкам $f = f_2 = f_3$ и левому максимуму $f = f_1$:

$$CD = f_2 - f_1 = \frac{\sqrt{\varphi_2^2 - 3\varphi_3\varphi_1}}{\varphi_3} \geq 0, \quad (6)$$

а сами корни будут равны

$$\begin{aligned} f_1 &= \frac{\varphi_2}{3\varphi_3} - 2 \frac{\sqrt{\varphi_2^2 - 3\varphi_3\varphi_1}}{3\varphi_3}, \\ f_2 &= \frac{\varphi_2}{3\varphi_3} + \frac{\sqrt{\varphi_2^2 - 3\varphi_3\varphi_1}}{3\varphi_3}. \end{aligned} \quad (7)$$

При переходе в ε -фазу в точке D гистерезисной кривой (рис. 4) система эволюционирует далее в направлении точки E с уменьшением свободного

избыточного объема, что естественно в условиях объемного сжатия. При разгрузке система вначале медленно эволюционирует и, минуя точку D , проходит путь в обратном направлении до точки F . Далее в точке F происходит слияние левого максимума и минимума внутренней энергии $f_1 = f_2$, после чего система «быстро» переходит в γ -фазу. Соответствующие условия слияния имеют вид

$$\begin{aligned}\varphi_0 &= \varphi_3 f_2^2 f_3, \\ \varphi_1 &= \varphi_3 f_2 (f_2 + 2f_3), \\ \varphi_2 &= \varphi_3 (2f_2 + f_3).\end{aligned}\tag{8}$$

Из этой избыточной системы уравнений легко найти f_2 и f_3 , соответствующие этому случаю:

$$\begin{aligned}f_2 &= \frac{\varphi_2}{3\varphi_3} - \frac{\sqrt{\varphi_2^2 - 3\varphi_3\varphi_1}}{3\varphi_3}, \\ f_3 &= \frac{\varphi_2}{3\varphi_3} + 2 \frac{\sqrt{\varphi_2^2 - 3\varphi_3\varphi_1}}{3\varphi_3}.\end{aligned}\tag{9}$$

Нетрудно видеть, что эти решения отличаются от аналогичных решений для случая (7), в то же время выражение для «высоты» гистерезисной кривой $BF = f_3 - f_2$ в точности совпадает с аналогичным выражением для «высоты» CD в предыдущем случае. Здесь реально высоты не будут совпадать, поскольку коэффициент Φ_1 (а также коэффициент Φ_0) зависит от управляющего параметра ε_{ii}^e , который будет различным в этих случаях.

Гистерезисные кривые, построенные при значениях параметров: $\varphi_0^* = 124000$, $\varphi_1^* = 20600000$, $\varphi_2 = 900000000$, $\varphi_3 = 12000000000$, $g = 1000000$, $e = -10000000$, $q = 400000$, $Q = 16000000$, имеют вид вложенных друг в друга кривых (рис. 5). Более мелким зернам (большим значениям h) соответствуют внешние гистерезисные кривые. Большие значения f (верхняя часть графиков) соответствуют состоянию γ -фазы. С ростом внешнего давления в правой части графика значение параметра резко уменьшается, что соответствует фазовому переходу в более плотную ε -фазу. При снятии нагрузки процесс обратного перехода задерживается и протекает при более низких давлениях. Из рисунка видно, что при некотором малом значении размера зерен гистерезисная кривая 3 при обратном переходе заходит в область отрицательных давлений. Это означает, что при атмосферном давлении ε -фаза не может перейти обратно в γ -фазу и остается устойчивой неограниченное время.

Следует отметить, что теоретические гистерезисные кривые, приведенные выше, внешне отличаются от аналогичных экспериментальных кривых (см. рис. 1,б или [14]). Это связано с тем, что в эксперименте за-

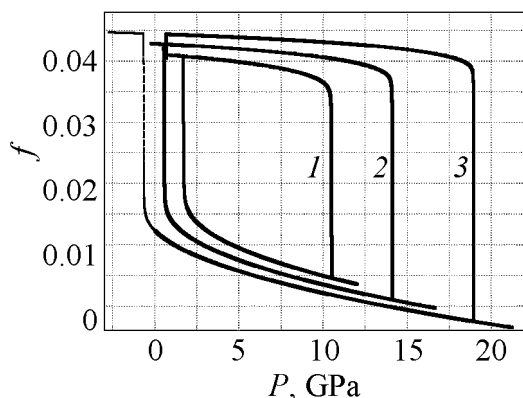


Рис. 5. Гистерезисные кривые γ/ϵ -фазового перехода: 1 – $h = 0.1$, 2 – 1, 3 – 2

строятся в зависимости от давления концентрации новой фазы (ϵ), которая имеет большую плотность, что соответствует меньшему значению f . Поэтому для сопоставимости графики следует инверсировать в вертикальном направлении, тогда тенденция зависимости от давления в них совпадает.

В заключение отметим, что ранее предпринимались попытки описать γ – ϵ -фазовый переход как результат диффузии марганца на границы зерен [1,15]. Учет влияния марганца в рамках неравновесной эволюционной термодинамики можно осуществить, включив энергию марганца в матрице железа во внутреннюю энергию материала. Тогда соотношение (2) можно переписать в виде

$$\begin{aligned} \varphi_0 &= \varphi_0^* + g\epsilon_{ii}^e - qh - q_{Mn}h_{Mn}, \\ \varphi_1 &= \varphi_1^* - 2e\epsilon_{ij}^e - Qh - Q_{Mn}h_{Mn}, \end{aligned} \quad (10)$$

где h_{Mn} – плотность марганца в сплаве; q_{Mn} , Q_{Mn} – соответствующие коэффициенты. Отсюда видно, что марганец с энергетической точки зрения играет ту же роль, что и границы зерен, – они находятся в конкурентных отношениях. Отсюда следует, что для стабилизации ϵ -фазы может оказаться недостаточным действие только одного из этих факторов и только одновременное сочетание высокой концентрации марганца и границ зерен позволяет добиться ее стабилизации. Остается открытым вопрос, необходима ли диффузия марганца на границы зерен, как это было заложено в ранее предлагаемые модели [1,15]. Согласно (10) это не обязательно. Марганец будет действовать энергетически в любом месте объема материала, а выход его на границы будет действовать уже как составной эффект.

Таким образом, в рамках неравновесной эволюционной термодинамики оказалось вполне возможным качественно описать типичный фазовый переход и в рамках этого описания объяснить причины устойчивости фаз высокого давления в сплавах железа при атмосферном давлении.

зависимость от давления строится для концентрации ϵ -фазы, которая при больших давлениях выходит на насыщение, одинаковое для всех состояний, в то время как в теории аналогичная зависимость строится для плотности свободного объема, т.е. для относительного свободного объема, который может меняться при больших давлениях вследствие конечной сжимаемости материала. Кроме того, экспериментальные графики традиционно

Выводы

Полученные результаты исследования сплавов на основе твердого Fe–Mn-раствора выявили зависимость их структурно-фазового состояния от параметров ИПД под давлением, а также от исходного фазового и концентрационного состава, что в конечном счете определяет уровень механических и служебных свойств материалов данного класса. ИПД увеличивает полноту превращения при образовании под давлением плотноупакованных фаз с ГПУ-структурой в высокомарганцевых сплавах. Сформировавшаяся при этом НК-структура увеличивает гистерезис барических $\alpha/\varepsilon/\gamma$ -превращений и, следовательно, стабилизирует ε -фазу высокого давления в исследованных материалах.

Для γ – ε -фазовых переходов построены гистерезисные кривые нагрузки–разгрузки, исследованы зависимости параметров этих кривых (ширина гистерезиса по избыточному свободному объему) от коэффициентов разложения внутренней энергии, построены гистерезисные кривые в зависимости от размера зерна (плотности границ зерен). Указано обобщение модели с учетом влияния марганца в сплаве на устойчивость ε -фазы при атмосферном (точнее, нулевом) давлении.

1. В.Н. Варюхин, В.П. Пилюгин, Л.И. Стефанович, Б.М. Эфрос, Изв. РАН. Сер. физ. **73**, 1258 (2009).
2. В.П. Пилюгин, Б.М. Эфрос, С.В. Гладковский, А.М. Пацелов, Е.Г. Чернышев, ФТВД **11**, № 2, 78 (2001).
3. М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский, Стали с метастабильным аустенитом, Металлургия, Москва (1988).
4. В.А. Зильберштейн, Г.И. Носова, Э.И. Эстрин, ФММ **35**, 584 (1973).
5. Д.И. Тупица, В.П. Пилюгин, Р.И. Кузнецов, Г.Г. Талуц, В.А. Теплов, ФММ **61**, 325 (1986).
6. В.В. Каминский, Ш. Лани, ЖТФ **58**, № 3, 53 (1988).
7. В.В. Авилов, Письма в ЖЭТФ **37**, 266 (1983).
8. Ю.Я. Богуславский, ФТТ **27**, 140 (1985).
9. В.В. Авилов, ФТТ **29**, 2774 (1987).
10. L.S. Metlov, Phys. Rev. Let. **106**, 165506 (2011).
11. Л.С. Метлов, Вісник Донецького університету, Сер. А: природничі науки вип. 1, 250 (2008).
12. Л.С. Метлов, Вісник Донецького університету, Сер. А: природничі науки вип. 2, 209 (2008).
13. Л.С. Метлов, Изв. РАН. Сер. физ. **72**, 1353 (2008).
14. Л.С. Метлов, Б.М. Эфрос, XIX Уральская школа металловедов термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Екатеринбург (2008), с. 151.
15. В.Н. Варюхин, Т.Н. Мельник, В.П. Пилюгин, Л.И. Стефанович, Н.Б. Эфрос, Б.М. Эфрос, В.М. Юрченко, ФТВД **18**, № 4, 51 (2008).

L.S. Metlov, B.M. Efros, V.N. Varyukhin

HYSTERESIS PHENOMENA IN γ/ε -PHASE TRANSITION

The obtained results of research of alloys on the basis of the Fe–Mn solid solution have revealed dependence of their structure and phase state on the parameters of SPD under pressure, and also on the initial phase and concentration composition that determine the level of mechanical and operational properties of materials of this class in the end. SPD increases efficiency of transformation at producing of close packed phases with HCP structure in high-manganese alloys under pressure. In this case, formed nanocrystallite structure increases hysteresis of baric $\alpha/\varepsilon/\gamma$ -transformations and, consequently, stabilizes high-pressure ε -phase in the investigated materials. For γ – ε -phase transitions, the hysteresis curves of loadings-unloading are built in the framework of nonequilibrium evolution thermodynamics. The dependences of the parameters of these curves (width of hysteresis versus excess free volume) on the coefficients of internal energy presentation are investigated. Hysteresis curves depending on the average grain size (or density of grain boundaries) are built. Generalization of model is pointed with taking into account the effect of manganese on stability of ε -phase in the alloy at atmospheric (more precisely, zero) pressure.

Keywords: phase transition, solid solution, alloy, nonequilibrium thermodynamics, severe plastic deformation

Fig. 1. Pressure dependence of concentration of high-pressure ε -phase C_ε in α -Fe (*a*) and in γ -Fe₅₅Mn₄₅ (*b*): CC – coarse-grain state ($d \approx 1000 \mu\text{m}$); NC – nanocrystal state ($d \approx 80 \text{nm}$)

Fig. 2. Effect of processing mode on stabilization of high-pressure ε -phase in Fe–Mn alloys vs manganese concentration C_{Mn} : 1 – the initial (hardened) state; 2 – HE (hydroextrusion) ($e \approx 0.5$, $P \approx 1 \text{GPa}$); 3 – impact-wave loading ($P \approx 16 \text{GPa}$) [2]; 4, 5 – SPD by twisting at $e \approx 6$ –7, $P \approx 10 \text{GPa}$ and $e \approx 4$ –5, $P \approx 20 \text{GPa}$, respectively

Fig. 3. The scheme of internal energy: 1, 3 – the maximums of the internal energy; 2 – the minimum

Fig. 4. Hysteresis curve of γ/ε transition. The arrow marks the hysteresis width, the letters mark the succession of the stage of loading and unloading

Fig. 5. Hysteresis curve of γ/ε phase transition: 1 – $h = 0.1$, 2 – 1, 3 – 2