

# І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.1:537.621.4:539.374.6

Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий,  
канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной, канд. техн. наук В. Н. Сажнев  
Национальный технический университет, г. Запорожье

## О ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ ФОРМИРОВАНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ В МАРГАНЦОВИСТОМ АУСТЕНИТЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

*С использованием термодинамического анализа рассмотрена физическая природа формирования  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ -мартенситов марганцовистого аустенита при деформации одноосным сжатием. Предложена схема изменения удельных энергий аустенита и промежуточных  $\varepsilon$  и  $\alpha'$  мартенситных фаз от величины внешнего давления. Показано, что с повышением содержания Mn в марганцовистых сталях возрастает склонность аустенита к возникновению фазовой смеси  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситов. Используя чувствительный магнитометрический метод, определены начальные стадии превращения аустенита в  $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситы деформации.*

**Ключевые слова:** марганцовистая сталь,  $\varepsilon$ -мартенсит,  $\alpha'$ -мартенсит, системы скольжения, частичные дислокации Шокли, энергия дефекта упаковки, магнитная восприимчивость.

Сведения о характере и энергетике превращения нестабильного аустенита в промежуточные фазы ( $\varepsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенсит) при закалке и пластической деформации разноречивы, а зачастую и противоречивы [1, 2]. Это касается, прежде всего, участия в этом процессе дефектов упаковки [3] и влияния марганца на их энергию.

Если принять во внимание широко распространенную концепцию о снижении марганцем этой энергетической характеристики, а также следовать принципам классической термодинамики, то структурные изменения бездиффузионного характера как при закалке, так и деформации аустенита марганцовистых сталей могут, например, удовлетворять следующим схемам (рис. 1). Графики на этих рисунках отвечают тенденции изменения энергетических характеристик фаз согласно уравнениям термодинамики с учетом состава, фактора температуры и давления (рис. 1, а–в). Замена в основном уравнении термодинамики [4] (после определенных преобразований) дифференциала полной энергии на свободную энтальпию (термодинамический потенциал Гиббса) показывает, как зависит последняя от изменения температурно-силовых факторов [5].

В настоящей работе главное внимание уделено рассмотрению влияния деформационного воздействия на аустенит сталей с 13 и 18 % (масс.) содержания Mn,

поскольку, согласно литературным источникам, этот вопрос является слабо исследованным.

В соответствии с вышеуказанной схемой (рис. 1, в), при повышении давления (одноосное сжатие) для образцов стали с аустенитной структурой (на стадии пластической деформации) первым начинает образовываться из нестабильного аустенита  $\varepsilon$ -мартенсит, начиная с давлений  $p > p_c$ . Этот распад должен удовлетворять правилу ступеней Освальда, согласно которому начальной ступенью общего процесса фазового превращения является переход к первой промежуточной фазе с несколько пониженным уровнем свободной энергии (по сравнению с аустенитом), максимально близкой в кристаллографическом отношении к первичной фазе (аустениту) и имеющей с ней границы раздела, не требующие сколь-нибудь заметных энергетических затрат при их образовании. Принято, что такими границами изначально могут служить поверхности дефектов упаковки, которые появляются в результате энергетически выгодного расщепления элементарных дислокаций с вектором Бюргерса типа  $\bar{b} = \frac{a}{2} \langle 011 \rangle$  в системах скольжения  $\{111\}_\gamma \langle 011 \rangle_\gamma$  ГЦК-решетки аустенита ( $\gamma$ ). Поскольку дефект упаковки, возникающий в результате этой реакции и соединяющий 2 частичные дислокации Шокли ( $\bar{b} = \frac{a}{2} \langle 011 \rangle$ ),

представляет собой четыре плотноупакованных слоя гексагональной конфигурации (ГП), то его общая толщина составляет три межплоскостных промежутка, что примерно соответствует ширине большеугловой межфазной границы раздела (с пятью степенями свободы) [6]. При этом следует специально отметить, что энергию дефекта упаковки обычно связывают со свободной энергией его поверхности, полагая, что такого

рода дефекты представляют собой двумерные образования. Однако такой подход не позволяет учесть ряд важных нюансов, способных пролить свет на некоторые детали формирования и устойчивости самого дефекта упаковки.

Рассмотрим кардинальные различия в энергетике дефектов упаковки, возникших в областях стабильного (относительно мартенситных превращений) и ме-

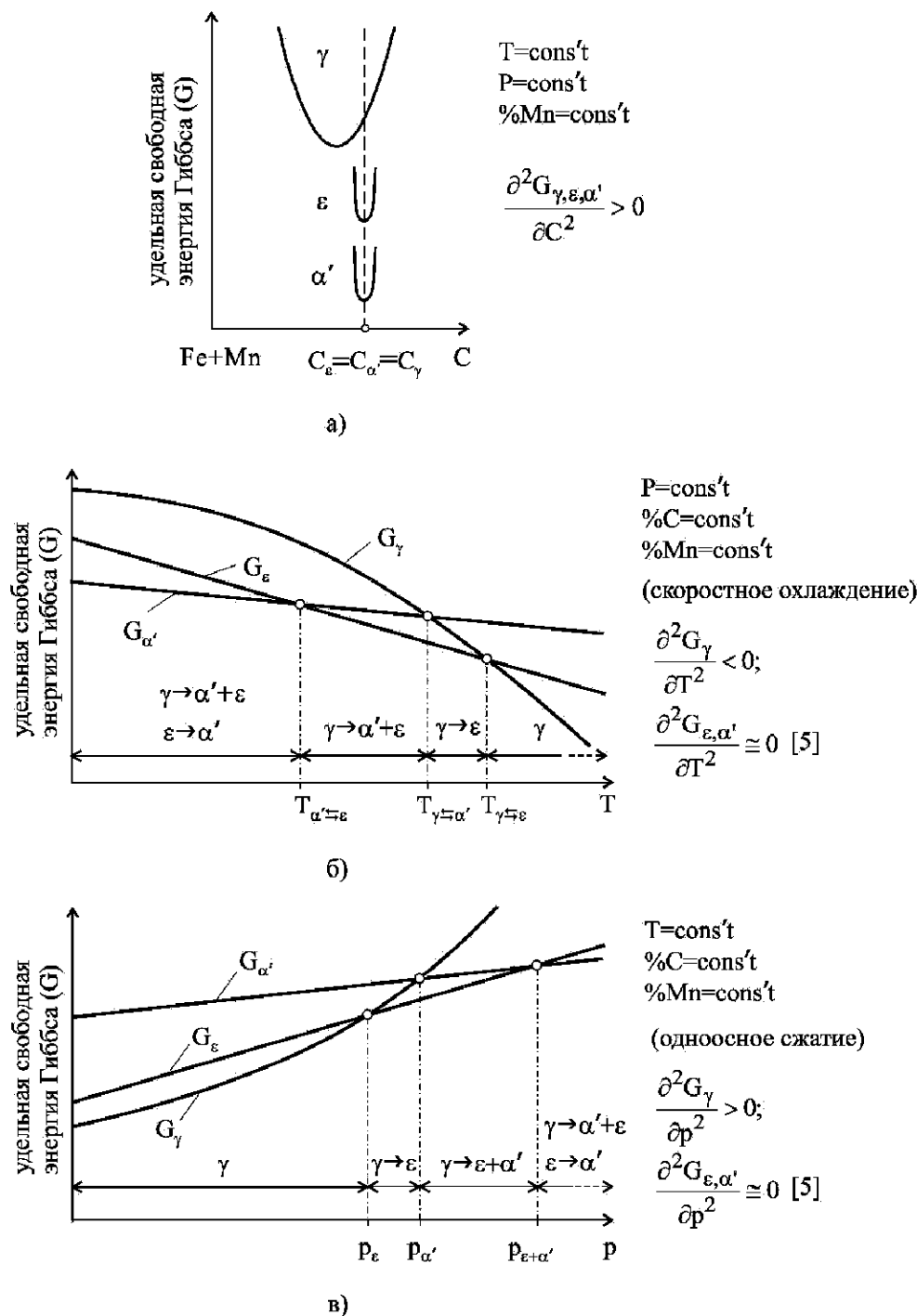


Рис. 1. Схемы изменения удельных свободных энергий аустенита ( $G_\gamma$ ) и промежуточных мартенситных фаз ( $G_\epsilon$  и  $G_{\alpha'}$ ) в зависимости от содержания углерода (C), температуры (T) и давления (p): а, б и в

тастабильного аустенита (т. е. левее и правее точки  $p_\varepsilon$  на схемах рис. 1 (б) и в). Для этого примем, что дефект упаковки, как многие и считают [1, 2], является зародышем  $\varepsilon$ -мартенсита и имеет трехмерную ГП структуру с общей энергией, состоящей из следующих частей:

$$E_{\delta, \text{уп.}} = \pm \left| \Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} \right| \cdot V_{\delta, \text{уп.}} + 2 \cdot \sigma_{\text{ГЦК/ГП}} \cdot S_{\delta, \text{уп.}}, \quad (1)$$

где  $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}}$  – изменение удельной свободной энергии Гиббса при фазовом переходе  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ,  $V_{\delta, \text{уп.}}$  – объем дефекта упаковки,  $S_{\delta, \text{уп.}}$  – площадь каждой поверхности дефекта, параллельной плоскости расщепления полной дислокации,  $\sigma_{\text{ГЦК/ГП}}$  – межфазная энергия (поверхностное натяжение), возникающая в результате установления определенной кристаллогеометрической связи при сопряжении решетки аустенита с зародышем  $\varepsilon$ -мартенсита (появление натяжений  $\sigma_{\text{ГЦК/ГП}}$  обусловлено несбалансированностью сил межатомных взаимодействий по обе стороны каждой межфазной границы  $\gamma/\varepsilon$ , что, естественно исключает возможность чистой эпитаксии однотипных атомно-кристаллических плоскостей  $\{111\}$  и  $\{0001\}$  в зоне контактов обеих фаз). Причем, знак (+) в первом члене равенства соответствует образованию дефекта в области устойчивости аустенита, а знак (-) – его образованию в области неустойчивого состояния аустенитной матрицы. Приблизительно такой же подход продемонстрировали и авторы работы [7], с несколько иной интерпретацией обеих членов равенства (1).

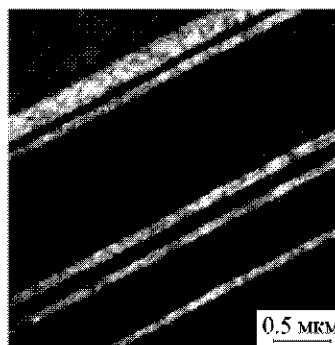
Обратим внимание на то, что член  $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}}$  для обоих типов аустенита имеет различную термодинамическую природу. В области относительно устойчивого состояния этой фазы изменение  $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} > 0$ , так как при полиморфном переходе ГЦК  $\rightarrow$  ГП возникает неблагоприятное (в энергетическом плане) распределение электронных состояний в оболочках атомов железа, а в случае наличия неустойчивого аустенита ( $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} < 0$ ) существует определенный выигрыш в изменении свободной химической энергии (обычное уменьшение объемной свободной энергии при фазовом переходе).

Кроме того, в области давлений, при которых аустенит все еще остается устойчивым относительно фазового перехода, расщепление полных дислокаций, по-видимому, происходит с определенными затруднениями ( $\Delta G_{\text{ГЦК} \rightarrow \text{ГП}} > 0$ ), о чем свидетельствует отсутствие сведений о четко выраженных дефектах упаковки, связывающих частичные дислокации на электронно-оптических снимках марганцовистых сталей.

Можно предположить, что в этом случае при отсутствии препятствий для перемещения (в противоположные стороны) дислокаций Шокли, ограничивающих дефект упаковки с ГП-конфигурацией, последний будет даже способствовать этому процессу, поскольку наличие движущей силы, приблизительно

равной  $\left| \frac{d\Delta E_{\delta, \text{уп.}}}{dS_{\delta, \text{уп.}}} \right|$ , помогает расталкиванию частичных

дислокаций и способствует тем самым увеличению длины самого дефекта упаковки (вплоть до выхода частичных дислокаций на свободные поверхности или границы аустенитного зерна). На рис. 2, заимствованном из источника [8], приведены полоски дефектов упаковки, имеющие в среднем толщину, соизмеримую с нашими оценками. Причем, в отдельных случаях при локализации дефекта в некоторой области объема аустенита свободная энергия  $\sigma_{\text{ГЦК/ГП}}$  по-видимому, даже может частично удовлетворять принципу Кюри-Гиббса, который определяет габитус кристаллического зародыша в условиях его механического равновесия с матрицей.



**Рис. 2.** Структура, фиксирующая образование пластин  $\varepsilon$ -мартенсита в стали Fe-24Mn при температуре 293 К и деформации 20 % [8]

При этом в чисто гипотетическом плане возможна и определенная надстройка микрокристалла  $\varepsilon$ -мартенсита в результате взаимодействия отдельных частичных дислокаций, попадающих при своем перемещении в область повышенной «стеночной» устойчивости. Кроме того, идентичные дефекты упаковки, вероятно, способны сформировать ряд определенных по высоте «пачек» плоскостей ГП-структур, что в результате может уменьшать общую площадь контактов (выигрыш по поверхностной энергии в этом случае

составит величину  $(-\sigma \sum_i^{m-2} S_{\delta, \text{уп.}})$ , где  $m$  – число мик-

ропакетов ГП в каждой конечной «пачке», а также существенно снизить упругую энергию групп частичных дислокаций Шокли при возможном перерождении их «стенок» в большеугловые границы ГП-комплексов.

Продолжением процесса кристаллизации (по схеме Освальда) должно быть формирование фазы со следующим (более значительным по энергетическому выигрышу) относительным минимумом свободной энергии Гиббса, т. е. в дополнение к образованию  $\varepsilon$ -мартенсита (участок между точками  $p_\varepsilon$  и  $p_{\alpha'}$  на рис. 1, в) должны наблюдать и образование  $\alpha'$ -мартенсита ( $p > p_{\alpha'}$ ). Правее точки  $p_{\varepsilon+\alpha}$  (см. рис. 1, в) относительно стабильным будет только  $\alpha'$ -мартенсит (поэтому в этой области давлений  $\varepsilon$ -фаза должна быстро исчезнуть).

Считается [9], что новая промежуточная фаза ( $\alpha'$ -мартенсит) непосредственно формируется в самом

$\epsilon$ -мартенсите (превращение на месте-«in situ») по модели одной из стандартных сдвиговых схем (например, Курдюмова-Закаса), что вполне вероятно, так как при повышенных давлениях и относительно низких (комнатных) температурах диффузионное перемещение атомов в большинстве металлических систем крайне ограничено.

То, что приведенная схема (рис. 1, в) фактически отражает описанный характер структурных изменений, подтверждается нашими экспериментами по высокоточному установлению деформационных точек зарождающихся мартенситных фаз ([5] и настоящая работа).

Высокомарганцовистые стали, использованные в работе, были получены в индукционных тигельных электропечах методом сплавления в виде слитков  $100 \times 100 \times 200$  мм и подвергнуты закалке в воду от  $1050^\circ\text{C}$  (время выдержки 3 часа). Химический состав сталей приведен в табл. 1. Для исследований из середины закаленных слитков вырезались холодным механическим способом образцы в виде прямоугольных параллелепипедов размером  $\approx 3 \times 3 \times 3$  мм<sup>3</sup> с последующей электрополировкой их поверхностей.

Весьма низкие содержания мартенсита деформации  $P_{\alpha'}$  в объемных процентах определяли чувствительным магнитометрическим методом, учитывающим намагниченность парамагнитной аустенитной матрицы [10]. Зависимости удельной магнитной восприимчивости  $\chi$  от обратной величины магнитного поля  $H$  были получены с использованием автоматизированной установки [11]. Медленную холодную пластическую одноосную деформацию на сжатие (усадка) осуществляли на специальной лабораторной установке. Степень остаточной деформации рассчитывали по отношению толщин до и после деформации  $((d_0 - d)/d_0) \cdot 100\%$ .

Исследуемые образцы сталей до пластической одноосной деформации на сжатие были полностью аустенизированы, что подтверждается горизонтальной линией  $\chi(1/H)$  (рис. 3, прямые 1 для Г13Л и Г18Л, соответственно). При этом исходные значения парамагнитной восприимчивости  $\chi_{\gamma}$  аустенита для этих сталей составили  $2,36 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг и  $1,90 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг соответственно. Деформация до 4,86% для стали Г13Л и 10,0% для Г18Л привели к росту парамагнитной восприимчивости  $\chi_{\gamma}$  (соответственно к значениям  $2,54 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг и  $2,05 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг). Наблюдаемый эффект роста парамагнитной восприимчивости аустенита с увеличением степени деформации до появления первых порций мартенсита аналогичен аустенитным хромоникелевым сталям [12].

При деформациях 6,03%, 8,52%, 10% и 11% были зафиксированы порции возникающего  $\alpha'$ -мартенсита деформации в количестве (0,69; 0,81; 0,89 и 0,91)  $\cdot 10^{-2}$  % для Г13Л (рис. 3, а, прямые 6...9). Следует обратить

внимание на то, что эти прямые (6...9) пересекли начальные горизонтальные прямые 1...5. При экстраполяции прямых на ось  $\chi$  ( $H \rightarrow \infty$ ) получили для них значения результирующей удельной магнитной восприимчивости  $\chi_{\infty} = 2,25; 2,35; 2,41; 2,45 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, соответственно.

Наличие подъема горизонтальных прямых зависимости  $\chi$  от  $1/H$  (рис. 3) с возрастанием степени деформации вероятно связано с увеличением удельной парамагнитной восприимчивости аустенита из-за роста объема неупорядоченных участков его структуры (например: малоугловых границ, скоплений дислокаций и числа отдельных дислокаций). Другой причиной такого поведения горизонтальных линий может служить изменение характеристик  $k$ -пространства и формы распределения Ферми в кристаллической решетке аустенита при структурном переходе ГЦК  $\rightarrow$  ОЦК через промежуточное состояние, отвечающее плотно упакованной гексагональной структуре (ГП), в результате чего меняется соотношение вкладов локализованных и коллективизированных электронов атомной структуры аустенита. При дальнейшем увеличении деформации до некоторой критической величины появляется наклон прямых  $\chi(1/H)$ , что свидетельствует о возникновении ферромагнитного  $\alpha'$ -мартенсита деформации, так как величина  $\chi$  зависит от соотношения фаз, т. е. аустенита и мартенсита.

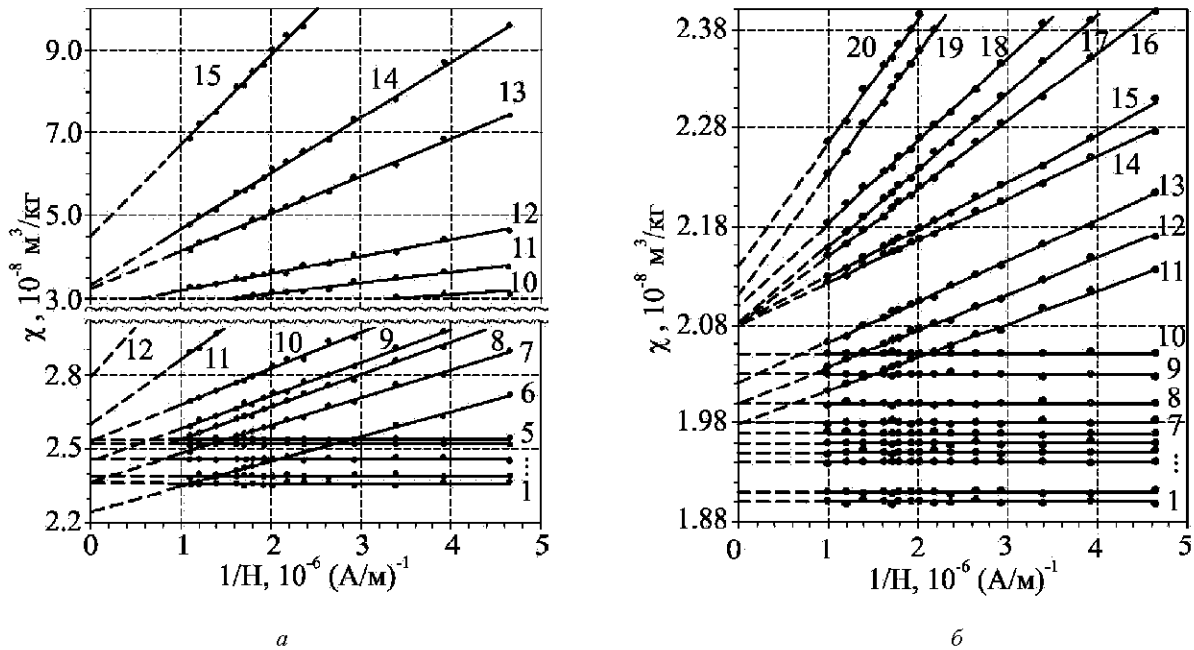
Методом экстраполяции [13] из графической зависимости  $\chi_{\infty}$  от  $P_{\alpha'}$  определили значение удельной парамагнитной восприимчивости новой фазы:  $\chi_{\epsilon} = 1,65 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Это значение оказалось меньше найденного нами значения парамагнитной восприимчивости  $\chi_{\gamma}$  недеформированного аустенита ( $\chi_{\gamma} = 2,36 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг). По данным авторов [14], в сталях Г20 и 25Г18  $\epsilon$ -мартенсит является парамагнитной фазой и для этих сталей парамагнитная восприимчивость  $\epsilon$ -мартенсита  $\chi_{\epsilon} = 0,99 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, что почти в 1,8 раза меньше, чем аустенита  $\chi_{\gamma} = 1,75 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Как видим, разница  $\chi_{\gamma} - \chi_{\epsilon} = (1,75 - 0,99) \cdot 10^{-8} = 0,76 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг, что хорошо совпадает с полученным нами значением для стали Г13Л:  $\chi_{\gamma} - \chi_{\epsilon} = (2,36 - 1,65) \cdot 10^{-8} = 0,711 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Таким образом, возникающая парамагнитная фаза является ничем иным, как  $\epsilon$ -мартенситом деформации, что согласуется с [1, 2, 7]. При этом специально отметим, что уменьшение магнитной восприимчивости никак не может быть связано с расщеплением элементарных дислокаций с вектором Бюргера

$\vec{b} = \frac{a}{2} \langle 011 \rangle$ , так как проверка такой возможности

с использованием бронз БрА5 и БрА10 дала отрицательный результат (в этих бронзах дислокации указанного типа легко расщепляются благодаря сильному снижению энергии дефекта упаковки из-за присутствия алюминия).

**Таблица 1** – Химический состав исследованных сталей

| № | Марка стали | Содержание основных легирующих элементов, % масс. |      |       |      |      |      |       |       |      |
|---|-------------|---|------|-------|------|------|------|-------|-------|------|
|   |             | C   | Cr   | Al    | Ni   | Mn   | Si   | P     | S     | Mo   |
| 1 | Г13Л        | 1,16  | 0,10 | 0,018 | –    | 13,8 | 0,76 | 0,092 | 0,016 | –    |
| 2 | Г18Л        | 1,23  | 1,37 | –     | 0,35 | 17,5 | 0,62 | 0,030 | –     | 0,24 |



**Рис. 3.** Зависимость  $\chi(1/H)$  при различных значениях деформации сталей Г13Л (а) и Г18Л (б) (идентификация  $\epsilon$ -мартенсита). Деформация: а) 1 – 0; 2 – 2,31; 3 – 3,72; 4 – 4,06; 5 – 4,74; 6 – 6,03; 7 – 8,52; 8 – 10,00; 9 – 11,00; 10 – 12,01; 11 – 15,68; 12 – 19,18; 13 – 26,68; 14 – 29,78; 15 – 35,70 %; б) 1 – 0; 2 – 0,59; 3 – 1,22; 4 – 2,47; 5 – 3,83; 6 – 5,20; 7 – 6,27; 8 – 8,11; 9 – 9,88; 10 – 11,09; 11 – 13,05; 12 – 15,78; 13 – 21,12; 14 – 23,33; 15 – 26,58; 16 – 30,04; 17 – 30,41; 18 – 32,92; 19 – 35,50; 20 – 37,15 %

При деформации 19,01 % для стали Г13Л результирующая удельная магнитная восприимчивость  $\chi_{\infty}$  достигла уровня  $2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , что совпадает с максимальным значением парамагнитной восприимчивости деформированного аустенита  $\chi_{\gamma'} = 2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Это позволяет высказать предположение, что при таком силовом воздействии  $\epsilon$ -фаза уже полностью трансформировалась в результате превращения  $\epsilon \rightarrow \alpha'$  (см. схему на рис. 1, в). Дальнейшая деформация приводит только к превращению  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .

Аналогичные исследования были выполнены и для стали Г18Л. Для данной стали при деформациях 13,05 %, 15,78 % и 21,12 % были зафиксированы порции возникающего  $\alpha'$ -мартенсита деформации в количестве  $(0,29, 0,32 \text{ и } 0,37) \cdot 10^{-2} \%$  (рис. 3, б, прямые 11... 13). Полученные прямые пересекли горизонтальные прямые 7... 9 и при экстраполяции ( $H \rightarrow \infty$ ) на ось  $\chi$  дали соответственно значения результирующей удельной магнитной восприимчивости  $\chi_{\infty} = 1,98, 2,00, 2,02 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . Значение удельной парамагнитной восприимчивости  $\epsilon$ -мартенсита в этом случае составило  $\chi_{\epsilon} = 1,82 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ , а для аустенита –  $\chi_{\gamma'} = 2,54 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ . В этом случае разница  $\chi_{\gamma} - \chi_{\epsilon}$  незначительная по сравнению с таковой для стали Г13Л.

Из рис. 4 видно, что интенсивность возникновения  $\alpha'$ -мартенсита деформации в стали Г13Л значительно выше, чем в Г18Л. Также с повышением содержания Mn точка начала  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения смещается в сторону более высоких давлений  $p'_{\epsilon+\alpha'} > p_{\epsilon+\alpha'}$  (рис. 5). Так, при относительном сжатии до 35 % в стали Г13Л образуется  $17,2 \cdot 10^{-2} \%$  мартенсита деформа-

ции, а в стали Г18Л –  $1,07 \cdot 10^{-2} \%$ . Такое существенное различие можно объяснить различным парамагнитным состоянием аустенита в обеих сталях, т. е. различными значениями парамагнитных восприимчивостей  $\chi_{\gamma}$  аустенита ( $\chi_{\gamma}^{\text{Г13Л}} = 2,36 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$  и  $\chi_{\gamma}^{\text{Г18Л}} = 1,90 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ). Поэтому можно предположить, что параметр  $\chi_{\gamma}$  является мерой стабильности аустенита при фазовых превращениях.

В заключение отметим, что поскольку удельная свободная энергия  $G_{\gamma+\alpha'}$  фазовой смеси отвечает зависимости

$$G_{\gamma+\alpha'} = G_{\gamma} \cdot (1-x) + G_{\alpha'} \cdot x, \quad (2)$$

где  $x = \frac{V_{\alpha'}}{V}$  относительное изменение объема мартенситной фазы, то с учетом следующих соотношений:

$$\begin{cases} G_{\gamma+\alpha'} = G_{\gamma} - (G_{\gamma} - G_{\alpha'}) \cdot x \\ G_{\gamma} > G_{\alpha'} \\ G_{\gamma} = \text{const} \\ G_{\alpha'} = \text{const} \\ p = \text{const} \end{cases} \quad (3)$$

получим, что с увеличением количества мартенситной фазы уменьшение свободной энергии фазовой смеси  $G_{\gamma+\alpha'}$  в процессе превращения при постоянной пластической деформации происходит по линейному закону.

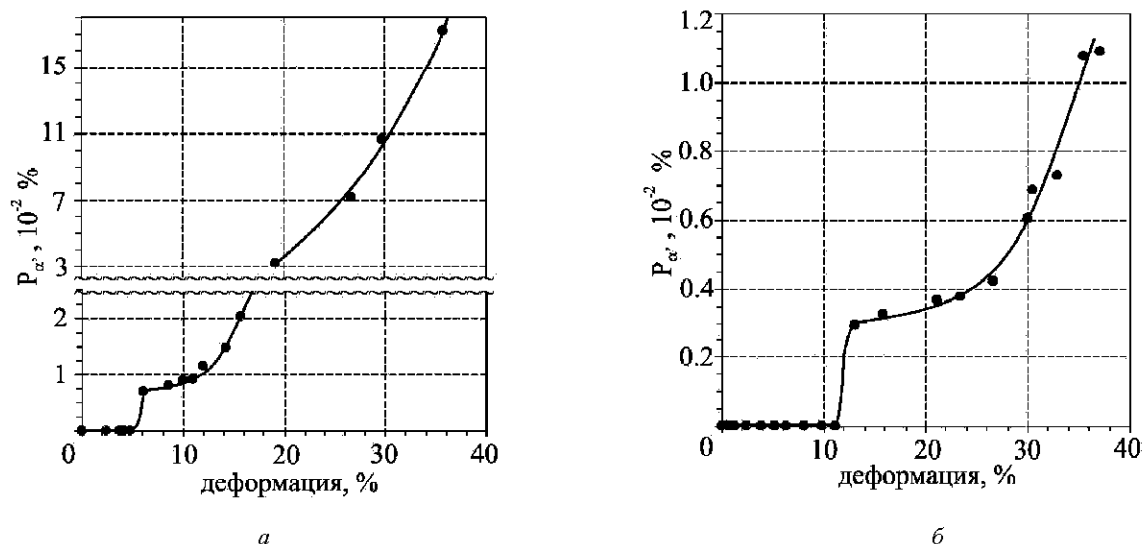


Рис. 4. Зависимость количества возникающего мартенсита деформации  $P_{\alpha'}$  при различных степенях деформации (одноосное сжатие) сталей Г13Л (а) и Г18Л (б)

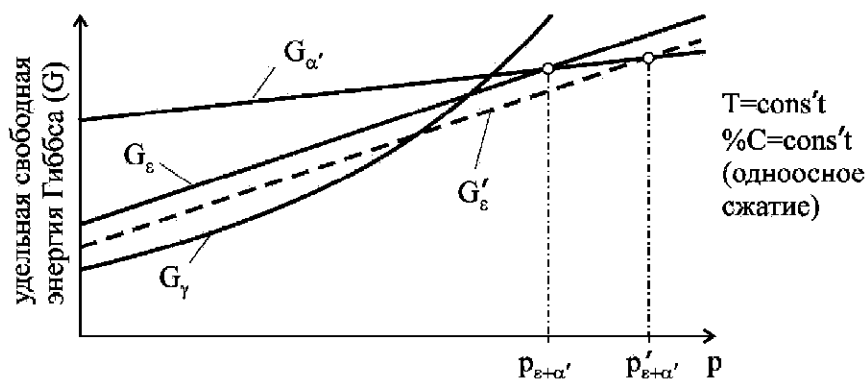


Рис. 5. Схематическое расположение линий удельных значений свободных энергий Гиббса аустенита ( $G_{\gamma}$ ),  $\alpha'$ - мартенсита ( $G_{\alpha'}$ ) и  $\epsilon$ - мартенсита для сталей Г13Л ( $G_{\epsilon}$ ) и Г18Л ( $G'_{\epsilon}$ )

### Выводы

1. Проведен термодинамический анализ закономерностей формирования  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситов марганцовистого аустенита при деформации сжатием. Предложена схема изменения удельных энергий аустенита и промежуточных  $\epsilon$  и  $\alpha'$  мартенситных фаз (в зависимости от величины внешнего давления и температуры), частично (касательно  $\alpha'$ - мартенсита) подтвержденная проведенными экспериментами.

2. Экспериментально показано, что с повышением содержания Mn в марганцовистых сталях возрастает склонность их аустенита к возникновению фазовой смеси  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситов и, кроме того, данное повышение смещает точку начала  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения в область повышенных деформаций, что также подтверждает предложенную нами термодинамическую модель структурных изменений.

3. Используя чувствительный магнитометрический метод, удалось зафиксировать начальные стадии

превращений подвергнутого одноосному сжатию аустенита в  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ - мартенситы деформации (для стали Г13Л при деформации 6,03 % зафиксировали  $\epsilon$ -мартенсит и первую порцию возникшего  $\alpha'$ - мартенсита деформации в количестве  $P_{\alpha'} = 0,69 \cdot 10^{-2} \%$ , а для Г18Л при деформации 13,05 % –  $P_{\alpha'} = 0,29 \cdot 10^{-2} \%$ ), что согласуется с вышеуказанной схемой (рис. 1, в) изменения удельных свободных энергий аустенита и промежуточных мартенситных фаз при повышении внешнего давления.

### Список литературы

1. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. – М. : Металлургия, 1973. – 296 с.
2. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К. : Техника, 1975. – 304 с.
3. Allain S. Correlation between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys /

- S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, N. Guelton // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 387–389. – P. 158–162.
4. Базаров И. П. Термодинамика / И. П. Базаров. – М. : Высшая школа, 1991. – 376с.
  5. Ольшанецкий В. Е. О высокоточной оценке истинных мартенситных точек в специальных сталях аустенитного и аустенитно-мартенситного классов при изменении температурно-силовых факторов / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2012. – № 1. – С. 15–21.
  6. Маклин, Д. Границы зерен в металлах / Д. Маклин ; [пер. с англ. М.А. Штремеля]. – М. : Гос. науч.-тех. изд. лит. по чер. и цв. металлургии, 1960. – 322с.
  7. Mazancova E. Stacking fault energy in high manganese alloys / E. Mazancova, K. Mazanec // *Materials Engineering*. – 2009. – Vol. 16. – № 2. – P. 26–31.
  8. Liang X. Microstructural evolution and strain hardening of Fe-24Mn and Fe-30Mn alloys during tensile deformation / X. Liang, J.R. McDermid, O. Bouaziz, X. Wang, J.D. Embury, H.S. Zurob // *Acta Materialia*. – 2009. – Vol. 57. – № 13. – P. 3978–3988.
  9. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. Учебник для вузов. – М. : Металлургия, 1985. – 408 с.
  10. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации  $\alpha$ -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // *Литье и металлургия*. – 2009. – №3(52). – С. 241–244.
  11. Сніжної Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та стопів / Г. В. Сніжної, Є. Л. Жавжаров // збірник наукових праць «Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія – Радіотехніка. Радіоапаратобудування». – 2012. – № 49. – С. 136–141.
  12. Snizhnoi G.V. Magnetic state of the deformed austenite before and after martensite nucleation in austenitic stainless steels / G.V.Snizhnoi, M.S.Rasshchupkyна // *Journal of Iron and Steel Research, International*. – 2012. – Vol. 19. – N 6. – P. 42–46.
  13. Snizhnoi G.V. Formation of strain-induced martensite in chromium–nickel steels of the austenitic class / G.V. Snizhnoi // *Materials Science*. – 2011. – Vol. 47. – N 3. – P. 363–369.
  14. Исследование магнитной восприимчивости мартенситных  $\epsilon'$ - и  $\epsilon$ - фаз в марганцевых сталях / И. Я. Дехтяр, Л. И. Лысак, Б. И. Николин, Р. Г. Федченко // *ФММ*. – 1967. – Т. 24. – № 1. – С. 79–83.

Одержано 30.06.2012

### **Ольшанецкий В.Ю., Снежной Г.В., Сажнев В.М. Про закономірності формування мартенситних фаз у марганцовистому аустеніті при деформації стисканням**

*З використанням термодинамічного аналізу розглянуто фізичну природу формування  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситів марганцовистого аустеніту при деформації одноосовим стисненням. Запропоновано схему зміни питомих енергій аустеніту і проміжних  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситних фаз від величини зовнішнього тиску. Показано, що з підвищенням вмісту Mn в марганцовистих сталях зростає схильність аустеніту до виникнення фазової суміші  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенситів. Використовуючи чутливий магнітометричний метод, визначені початкові стадії перетворення аустеніту в  $\epsilon$ - і  $\alpha'$ - мартенсити деформації.*

**Ключові слова:** марганцовиста сталь,  $\epsilon$ -мартенсит,  $\alpha'$ -мартенсит, системи ковзання, часткові дислокації Шоклі, енергія дефекту упаковки, магнітна сприйнятливість.

### **Olshanetskyi V., Snizhnoy G., Sajhnev V. Regularities of formation martensitic phases in manganese austenite during deformation by compression**

*The physical nature of  $\epsilon$ - and  $\alpha'$ -martensite manganese austenite formation during uniaxial compression deformation using method of thermodynamic analysis was considered. Changes scheme of austenite and intermediate  $\epsilon$ - and  $\alpha'$ - martensitic phase specific energies from the external pressure value is proposed. With increasing of Mn content in manganese steels increases the tendency of austenite to the emergence of  $\epsilon$ - and  $\alpha'$ - martensite phase mixture is shown. Using sensitive magnetometric method the initial stages of austenite conversion in the  $\epsilon$ - and  $\alpha'$ - deformation martensite was determined.*

**Key words:** manganese steel,  $\epsilon$ -martensite,  $\alpha'$ - martensite, slip system, Shockley partial dislocations, stacking fault energy, magnetic susceptibility.