

УДК 669.1 : 622.785

А. М. ЖИЛКАШИНОВА<sup>1</sup>, М. К. СКАКОВ<sup>2</sup>, Э. В. КОЗЛОВ<sup>3</sup>, Н. А. ПОПОВА<sup>3</sup>

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ С И Мп НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ МАТРИЦЫ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ 110Г13Л

Приведены результаты экспериментальных исследований структурно-фазового состояния высокомарганцевистой стали Гадфильда 110Г13Л, с различным содержанием Мп и С. Установлено, что в сплавах Fe – Мп – С с содержанием ~1 вес.% С, матрица, независимо от содержания в ней Мп, является полностью аустенитной, а в сплавах, с содержанием 0.4-0.5 вес.% С, матрица, содержащая ~6 вес.% Мп, содержит наряду аустенитом ( $\gamma$ -фазой)  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -мартенсит.

**Введение.** Известно [1-3], что в зависимости от содержания С и Мп в сплавах Fe– Мп–С уже после закалки (в исходном состоянии) наряду с  $\gamma$ -фазой (аустенитом) могут присутствовать  $\alpha$ - или  $\epsilon$ -мартенситные фазы, или обе фазы одновременно. Высокомарганцевистую сталь Гадфильда (110Г13Л) разделяют на две группы, первая – это сплавы, содержание углерода в которых 1 – 1.2 вес.%, во второй – содержание углерода 0.4 – 0.5 вес.%. Концентрация Мп в каждой группе изменяется в пределах 6 – 18 вес.%. Кроме того, каждую группу исследуемых сплавов разделяют еще на две подгруппы: а) сплавы, не содержащие карбидообразующие элементы, и б) сплавы, содержащие такие элементы, как Сг и V [4, 5].

Поэтому детальное изучение влияния содержания Мп и С на структурно-фазовое состояние стали является важной задачей. Наряду с этим, стабильность и превращения аустенита в физике металлов и сплавов всегда были актуальной проблемой [6, 7].

### Материал и методика эксперимента

В качестве материала исследования использовали высокомарганцевистую сталь Гадфильда 110Г13Л (Мп – 11%; С – 1,3%; Si – 0,3%; S – 0,12%, Fe – остальное, вес.%). Образцы сплавов были изготовлены размером 16x22x0,5мм<sup>3</sup> с различным содержанием С (0,4%, 1 вес.%) и Мп (6% ÷ 18,2вес.%).

Термический нагрев под закалку производили при температуре 1050°C в течение 30 минут в лабораторных трубчатых электропечах типа СУОЛ-0,4.4/12-М2-У4.2 в вакууме, с остаточным давлением не более 1 Па. Состояние образцов фиксировали закалкой в воду при комнатной температуре. Температура измерялась и регулировалась прецизионным регулятором температуры ВРТ-2 с помощью двух термопар типа ТПП 1378.

Структурные исследования проводились методами электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Электронно-микроскопические исследования проведены на электронном микроскопе ЭМВ-100Б с использованием гониометрической приставки при ускоряющем напряжении 100 кВ и рабочем увеличении в колонне микроскопа 12000 – 25000 крат. Съёмки рентгенограмм для определения состояния твердого раствора проводились на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизированном Fe K $\alpha$ -излучении с автоматической записью на ленту.

Образцы для электронно-микроскопических и рентгеноструктурных исследований утонялись в смеси перекиси водорода в ортофосфорной кислоте при температуре 800°C, а затем подвергались электрополировке в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте при температуре 600°C и плотности тока 2 А/см<sup>2</sup>.

### Результаты исследования и их обсуждение

Состав любой стали, как правило, представляет собой матрицу сплава и вторичные фазы. Матрицей сплавов Fe-Mn-C (110Г13Л) является твердый раствор на основе  $\gamma$ -Fe – аустенит, а также  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -мартенсит, образующиеся в результате закалки при  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении. Вторичными фазами являются карбиды и неметаллические включения. Рассмотрим отдельно влияние концентрации Мп и С на фазовый состав матрицы и вторичных фаз в процессе закалки исследуемых в настоящей работе сплавов.

Проведенные экспериментальные исследования показали, что в сплавах, относящихся к первой группе (~1 вес.% С), матрица сплавов, независимо от содержания в них Мп, является полностью аустенитной. Данные объемных долей фаз, полученные методом рентгеноструктурного анализа, приведены на рис. 1, а.

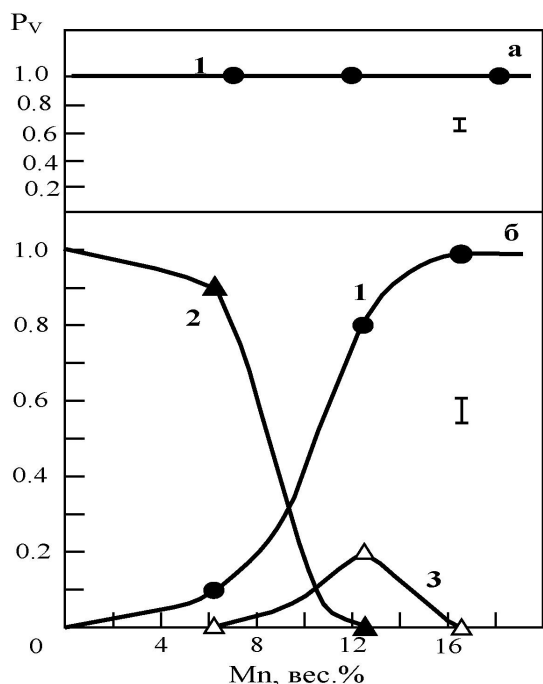


Рис. 1. Влияние содержания Mn на объемную долю  $\gamma$ - (1),  $\alpha$ - (2) и  $\epsilon$ - (3) фаз в сплавах Fe-Mn-C при различной концентрации углерода: а - 1 вес.% C; б - 0.4 вес.% C

Видно, что доля  $\gamma$ -фазы невелика, и не превышает 10% от общего объема матрицы сплава (рис.1, б, кр.1). Повышение содержания Mn до ~12 вес.% привело к тому, что доля  $\gamma$ -фазы возросла до 80% (рис. 1, б, кр. 1). Рефлексы, относящиеся к  $\alpha$ -фазе при содержании Mn в количестве ~12 вес.%, на рентгенограмме отсутствуют. Участок рентгенограммы закаленного сплава

Fe-Mn-C, содержащий рефлекс (111) $\gamma$ , приведен на рис. 2, а.

Вместе с тем, на рентгенограмме присутствуют рефлексы, указывающие на наличие в сплаве

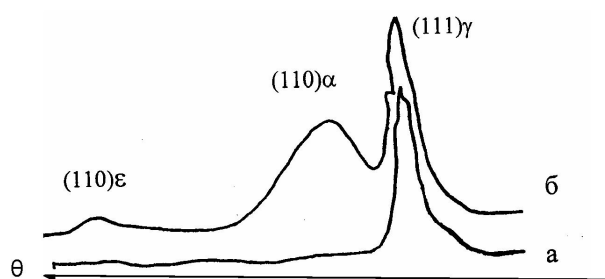


Рис. 2. Фрагмент дифрактограммы закаленного сплава Fe-Mn-C: а - (~1 вес.% C, 12 вес.% Mn) содержащий рефлекс  $\gamma$ -фазы; б - (~0.4 вес.% C, 6 вес.% Mn), содержащий рефлексы (111)  $\gamma$ -фазы, (110)  $\alpha$ -фазы и (110)  $\epsilon$ -фазы

$\epsilon$ -фазы, обладающей ГПУ-кристаллической решеткой. Объемная доля  $\epsilon$ -фазы при содержании Mn ~12 вес.% составляет ~20% (рис. 1, б, кр. 3). Дальнейшее увеличение содержания Mn (~16 вес.%) привело к полной аустенизации матрицы стали (см. рис. 1, б).

Иная картина наблюдается в сплавах, содержащих 0.4-0.5 вес.% C. Матрица сплава, содержащего ~6 вес.% Mn, представлена в основном  $\alpha$ -фазой, или  $\alpha$ -мартенситом. Участок рентгенограммы закаленного сплава Fe-Mn-C подтверждающий присутствие  $\alpha$ - и  $\epsilon$ - мартенситных фаз, приведен на рис. 2, б.

Изменение объемных долей фаз по данным рентгеноструктурного анализа приведено на рис. 1, б. Как известно,  $\alpha$ -мартенсит имеет ОЦК-решетку и представляет собой твердый раствор на основе железа атомов внедрения (C, N и др.) и замещения (Cr, V, Mn и др.) одновременно.

Изменение концентрации C и Mn влияет на величину параметра кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы. Для закаленных сплавов системы Fe-Mn-C эта зависимость выражается формулой [7, 8]:

$$a_\gamma = 0.3578 + 0.000645 x_C + 0.00005 x_{Mn} \quad (1)$$

где  $a_\gamma$  - параметр кристаллической решетки аустенита (нм);  $x_C$  и  $x_{Mn}$  - концентрация (ат.%) углерода и марганца соответственно. Рассчитанные согласно формулы (1) зависимости параметра кристаллической решетки аустенита от концентрации Mn для двух концентраций углерода (1 вес.% и 0.4 вес.%) приведены на рис. 3 в виде

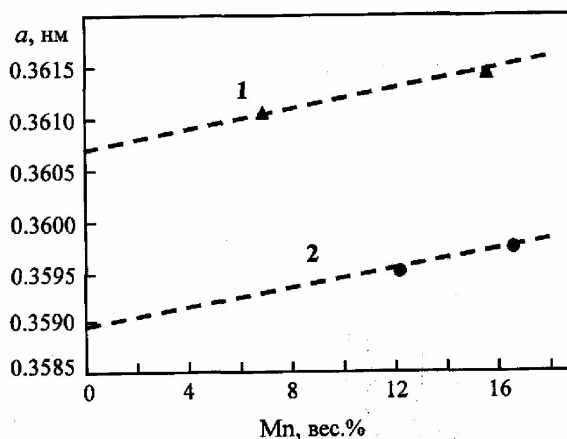


Рис. 3. Изменение параметра кристаллической решетки аустенита ( $a_\gamma$ ) в зависимости от концентрации Mn в сплавах Fe-Mn-C с различным содержанием углерода: 1 - ~1 вес.%C; 2 - ~0.4 вес.%C.(---- расчетные значения, ▲, ● - экспериментальные значения)

пунктирных линий. Здесь же приведены экспериментально полученные значения  $a_\gamma$  исследованных в работе сплавов.

Видно, что теоретически рассчитанные по формуле (1) и экспериментально полученные значения ( $a_\gamma$ ) хорошо совпадают. Это совпадение указывает, что сплав был хорошо приготовлен и отвечает заданным свойствам.

Проведенные исследования с помощью электронной просвечивающей микроскопии подтвердили данные, полученные методом рентгеноструктурного анализа. В сплавах с содержанием углерода  $\sim 1$  вес.%, матрица является полностью

аустенитной. Примеры дислокационной структуры для сплавов, относящихся к первой группе, представлены на рис. 4, I. Из микрофотографий видно, что дефектная структура представлена, в основном, хаотически расположенными дислокациями. В сплавах с содержанием  $C \sim 0.4$  - вес.%, присутствуют наряду с аустенитом ( $\gamma$ -фазой)  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -мартенсит. При этом объемная доля  $\gamma$ -фазы возрастает по мере увеличения содержания Mn. Дефектная структура  $\gamma$ -фазы представлена, также как и в сплавах первой группы, хаотически расположенными дислокациями (см. рис. 4, II).

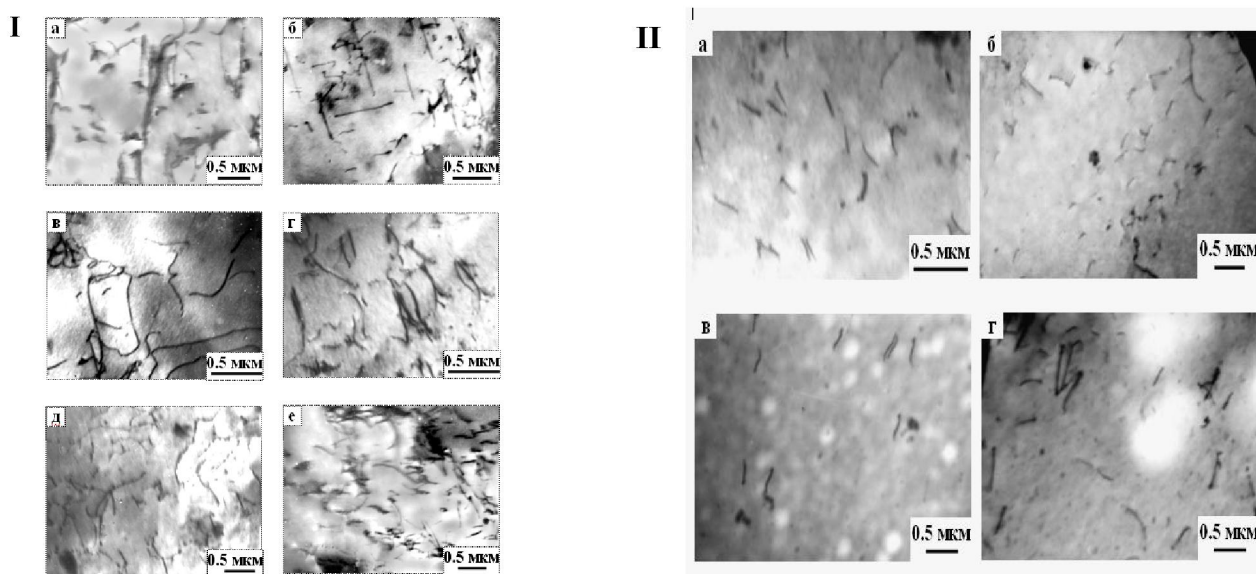


Рис. 4. Дислокационная структура закаленных сплавов с содержанием I – C  $\sim 1$  вес.%, Mn: а, б – 6.9 вес.%; в, г – 12 вес.%; д, е – 18.2 вес.%. II – C  $\sim 0.4$  вес.%, Mn: а, б – 12.2 вес.%; в, г – 16.6 вес.%

В сплавах с содержанием C  $\sim 1$  вес.%, в отдельных местах удается наблюдать образование длинных дислокаций (рис. 5), вытянутых вдоль направлений  $\langle 110 \rangle$ , параллельных следам пересечений плоскостей  $[111] \alpha$  с поверхностью фольги.

Это свидетельствует о том, что сплав имеет достаточно низкую энергию дефектов упаковки и дислокации расщеплены на частичные. И поэтому дислокациям энергетически выгодно располагаться вдоль указанных направлений. Это – либо винтовые дислокации, либо  $60^\circ$ -градусные.

В сплавах с содержанием C  $\sim 0.4$  вес.%, также присутствуют длинные дислокации (рис. 6).

И длинные дислокации, и дислокационные скопления, как и в сплавах первой группы, вытянуты вдоль направлений  $\langle 110 \rangle$ . Отметим, что и

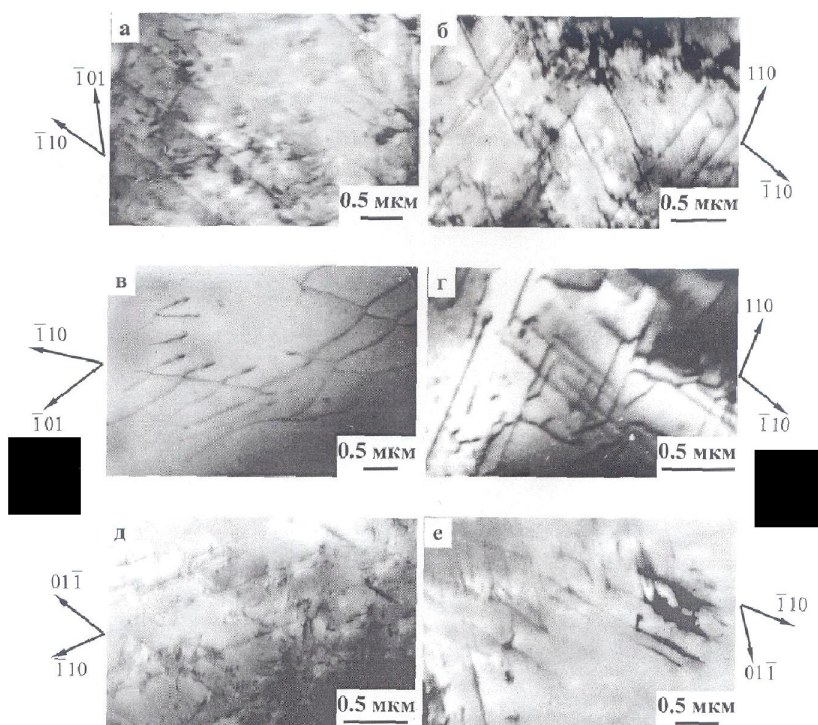
дислокационные скопления, и дефекты упаковки присутствуют только в сплаве, содержащем 16.6 вес.%, Mn, причем довольно значительном количестве.

### Выводы

Таким образом, проведенные исследования изменений структурно-фазового состояния матрицы стали 110Г13Л в зависимости от различного содержания Mn и C показали, что

- в сталях, с содержанием  $\sim 1$  вес.%, C, матрица независимо от содержания в них Mn, является полностью аустенитной;

- в сталях, с содержанием 0.4-0.5 вес.%, C, матрица, содержащая  $\sim 6$  вес.%, Mn, содержит наряду с аустенитом ( $\gamma$ -фазой)  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -мартенсит;



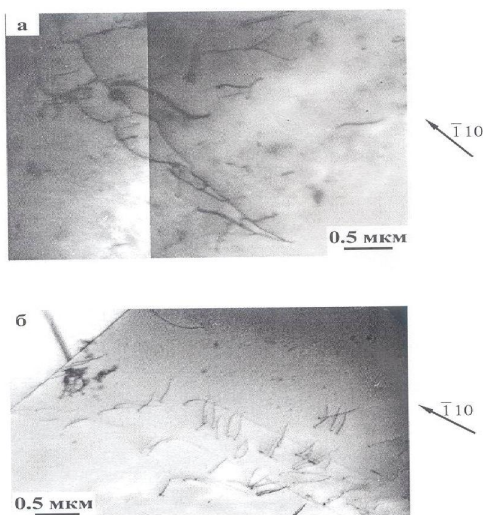
**Рис. 5.** Длинные дислокации, вытянутые вдоль направлений  $\langle 110 \rangle$ , в закаленных сплавах, относящихся к первой группе ( $\sim 1$  вес.%С), при содержаниях Mn: а, б – 6.9 вес.%; в, г – 12 вес.%; д, е – 18.2 вес.%

- параметр кристаллической решетки аустенита ( $a\gamma$ ) возрастает с увеличением содержания Mn;  
 - тонкая структура сплавов с содержанием  $\sim 1$  вес.% С, представлена в основном винтовыми дислокациями или 60-градусными, вытянутыми вдоль направлений  $\langle 110 \rangle$ . Сплавы с содержанием  $\sim 0.4$  вес.% С также содержат длинные

дислокации, и дислокационные скопления, как и в сплавах первой группы, вытянутые вдоль направлений  $\langle 110 \rangle$ .

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. М.: Металлургия, 1988. 257 с.
2. Зельдович В.И. Три механизма образования аустенита и структурная наследственность в сплавах железа // Развитие идей академика В. Д. Садовского. Екатеринбург, 2008. С. 84-98.
3. Новомейский Ю.Д., Глазков В.М. Высокомарганцевая аустенитная сталь Г13Л. Вопросы износостойкости / Под ред. К. В. Савицкого. М.: Металлургия, 1969. 100 с.
4. Вольнова Т.Ф. Высокомарганцевые стали и сплавы. М.: Металлургия, 1988. 343 с.
5. Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Чумляков Ю.И. Влияние легирования алюминием на прочностные свойства и механизм деформации  $\langle 123 \rangle$  монокристаллов стали Гадфильда // Известия вуз. Физика. 2007. № 10. 3-7 с.
6. Коновалова Е.В., Конева Н.А., Перевалова О.Б., Козлов Э.В. Структура зернограничного ансамбля ГЦК однофазных поликристаллов // Физическая мезомеханика. 2000. Т. 3, № 3. С. 15-22.
7. Лысак Л.И., Николин Б.И. Физические основы термической обработки стали. Киев: Техника, 1975. 304 с.
8. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.
9. Иванов Ю.Ф. Влияние размера зерна исходного аустенита на структуру пакетного мартенсита сталей и сплавов железа // Изв. вузов. Физика. 1995. № 12. С. 33-38.



**Рис. 6.** Длинные дислокации, вытянутые вдоль направлений  $\langle 110 \rangle$ , в закаленных сплавах, относящихся ко второй группе ( $\sim 0.4$  вес.%С), при различных содержаниях Mn: а – 12.2 вес.%; б – 16.6 вес.%

### Резюме

110Г13Л жоғары марганецты болаттың әртүрлі Mn және C мөлшеріне қарай құрылым-фазалық күйінің эксперименттік нәтижелері келтірілген. 1 сал.% C бар Fe–Mn–C қорытпаның матрицасында Mn мөлшеріне қарамай аустенитті екені, құрамында 0,4–0,5 сал.% C ал ~6 сал.% Mn болғанда матрицасы аустенитпен қоса (g-фаза) а- және e-мартенситтен тұратыны анықталды.

### Summary

This clause contains results of experimental researches of structural-phases condition of manganous Gadfield's steel, with different maintenance of Mn and C. It is really that matrix is austen completely in alloy of Fe – Mn – C, it is independently on maintenance of manganese, and matrix which contains ~6 % Mn also contains б- and e- marten except g-phase.

<sup>1</sup>Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова;

<sup>2</sup>Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева;

<sup>3</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет

Поступила 25.04.08г.