

И.А. Белоус¹, В.А. Доценко²

Владивостокский государственный университет экономики и сервиса
Владивосток. Россия

Влияние магнитного перехода на характер мартенситных превращений в сплавах на Fe-Mn основе

В данной работе обобщены результаты исследований Fe-Mn сплавов легированных C, Si, Co, Cr, Ni. Профили линий (111) γ -фазы, (101) ε -фазы и (100) α -фазы для определения фазового состава записывались на диаграммной ленте при скорости движения счетчика 1/4 град/мин; ошибка составляла 3%. Для определения параметров кристаллической решетки интерференционные линии записывались при скорости движения счетчика 1/8 град/мин, расчет проводился по линиям (222) α 1 для аустенита и (100) α 1, (002) α 1, (101) α 1 для ε -фазы. Электронно-микроскопические исследования выполнены на микроскопе МЭС-100 при ускоряющем напряжении 75 кВ. Деформацию образцов при высоких температурах проводили на установке ИМАШ-5С-65 или, используя специальные приспособления для растяжения при повышенных и низких температурах, на универсальной разрывной машине «Amesler». Для определения влияния условий получения ε -фазы на фазовый состав в процессе деформации образцы имели размеры 6×6×12 мм; рентгеноструктурные исследования фазового состава в зависимости от температуры деформации проводились на пятикратных разрывных образцах с предварительно нанесенной лыской.

Установленное влияние условий возникновения ε -фазы (выше или ниже TN) может проявляться за счет структурного распределения гексагональной фазы, т.к. полосы ε -фазы, образующейся из парамагнитного аустенита, имеют тенденцию к преимущественной ориентации в одной системе; повышенная склонность к образованию α -мартенсита после отжига и одновременное увеличение числа прослоек с ГЦК решеткой в ε -фазе при пластической деформации делают возможным предположение о реализации $\varepsilon \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ схемы. Показано, что магнитное состояние аустенита оказывает влияние на полноту и свойства образующейся гексагональной фазы; склонность высокомарганцовистых сплавов к образованию α -мартенсита зависит от магнитного состояния аустенита, магнитная перестройка в ε -фазе не оказывает влияния на количество образующегося в процессе пластической деформации α -мартенсита.

Ключевые слова и словосочетания: Fe-Mn сплавы, легирование сплавов, аустенит, магнитная перестройка.

I.A. Belous, V.A. Dotsenko

Vladivostok State University of Economics and Service
Vladivostok. Russia

Effect of magnetic transition on the character of martensitic transformations in Fe-Mn-based alloys

In this paper generalizes the results of studies of Fe-Mn alloys doped with C, Si, Co, Cr, Ni. The profile of the lines (111) γ -phase, (101) ε -phase and (100) α -phase for determining the phase composition were recorded on the diagram tape at a velocity of 1/4 deg/min; the error was 3%. To determine the parameters of the crystal

¹ Игорь Александрович Белоус – канд. физ.-мат. наук, доцент кафедры информационных технологий и систем; 690014, Россия, Владивосток, ул. Гоголя, 41; e-mail: igor.belous@vvsu.ru.

Igor Alexandrovich Belous – Candidate of Physical and Mathematical Sciences Associate Professor, Chair of Information Technology and System.

² Валентин Антонович Доценко – преподаватель, Академический колледж; 690014, Россия, Владивосток, ул. Гоголя, 41; e-mail: valentin.docenko@vvsu.ru

Valentin Antonovich Dotsenko – Lecturer, Academic College.

lattice, the interference lines were recorded at a velocity of 1/8 deg/min, the calculation was carried out along the lines $(222)\alpha_1$ for austenite and $(100)\alpha_1$, $(002)\alpha_1$, $(101)\alpha_1$ for the ϵ -phase. Electronscroscopic studies were performed on the microscope MES-100 at accelerating voltage of 75 kV. Deformation of samples at high temperatures was carried out at the IMASH-5S-65 plant, or, using special devices for stretching at elevated and low temperatures, at the universal breaking machine "Amesler". To determine the impact conditions for obtaining a ϵ -phase on the phase composition in the process of deformation of samples of size 6x6x12 mm; x-ray diffraction studies of the phase composition depending on the temperature of deformation was carried out five times for the explosive samples with pre-printed flats.

Installed: the influence of the conditions of the emergence of the ϵ -phase (above or below TN) may occur due to the structural distribution of the hexagonal phase, because the band ϵ -phase formed from paramagnetic austenite tend to have a preferential orientation in one system; increased susceptibility to the formation of α -martensite after annealing and the simultaneous increase in the number of layers with the FCC lattice in ϵ -phase during plastic deformation make it possible to implement the assumption of $\epsilon \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ scheme. It is shown that magnetic state of austenite has an influence on the completeness and properties of the formed hexagonal phase; the tendency vysokorazvityh alloys to the formation of α -martensite depends on the magnetic state of austenite, magnetic restructuring in the ϵ -phase has no effect on the amount of generated in the process of plastic deformation of α -martensite.

Keywords: Fe-Mn alloys, alloying alloys, austenite, magnetic alteration.

Введение

Влияние магнитного состояния аустенита на фазовые превращения в сплавах на железной основе, в частности на мартенситные перестройки, почти не изучалось, хотя на определенную роль магнитного изменения спиновой энтропии при превращениях в железе указывалось еще в [1]. В работах отмечалась связь фазовой перестройки $\gamma \rightarrow \alpha$ в железе и его сплавах с наличием в них ферромагнетизма [2, 3], а по данным [4], магнитное упорядочение в Fe-Ni сплавах сдерживает мартенситное фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$. Авторами [5, 6] показано, что в безуглеродистых Fe-Ni и Fe-Ni-Co сплавах ферромагнетизм аустенита является необходимым, хотя и недостаточным условием для образования линзообразного мартенсита.

В высокомарганцовистых сплавах в зависимости от состава в процессе охлаждения от высоких температур или пластической деформация происходит образование ϵ -фазы или ϵ - и α -мартенситов одновременно. В этих сплавах имеют место также магнитные превращения как в аустените, так и в гексагональной ϵ -фазе. Переход аустенита из парамагнитного в антиферромагнитное состояние затрудняет перестройку ГЦК решетки в ГПУ. Исходя из результатов исследований [5, 6], можно предположить, что возникающая из аустенита с разным магнитным состоянием гексагональная ϵ -фаза в Fe-Mn сплавах будет иметь разные свойства. Поэтому в данной работе наряду с данными по влиянию магнитной перестройки в аустените на полноту фазового превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$ рассматриваются свойства ϵ -фазы, полученной из аустенита с разным магнитным состоянием. Кроме того, отмечаемая в литературе взаимосвязь образования ϵ -фазы и α -мартенсита делает целесообразными исследования влияния магнитного состояния как аустенита, так и ϵ -фазы на склонность сплава к образованию α -мартенсита.

В работе [7] указывается, что магнитное упорядочение состаренных аустенитных сплавов Fe-Ni-Ti и Fe-Ni-Co-Ti инварного типа приводит к существенному увеличению прочности γ -фазы, сравнимому с упрочнением в результате старения или мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. С помощью мессбауэровских исследований

обнаружена концентрационная микронеоднородность состаренных сплавов Fe-Ni-Ti. Высказано предположение о существовании аналогии между упрочнением когерентными частицами и инварным упрочнением в результате образования искаженных микрообластей, резко отличающихся по магнитным свойствам от ферромагнитной матрицы.

В работе [17] показано, что возрастание ближнего магнитного порядка при понижении температуры играет ключевую роль в смене сценариев превращений. Phase-field-моделирование в рамках обсуждаемого подхода демонстрирует типичные картины превращений.

Авторами [8] исследованы износостойкость и коэффициент трения аустенитных железо-никелевых инварных сплавов в диапазоне температуры Кюри, а также железо-марганцевого аустенитного сплава Г40 вблизи температуры Нееля (TN). Металлографическим и рентгеновским методами определены параметры упрочнения (микротвердость, физическое уширение линии (200) аустенита, плотность дислокаций) сплавов, деформированных трением. Установлено, что в районе точки Кюри (железо-никелевые инварные сплавы) и вблизи температуры Нееля (сплав Г40) имеет место аномальный рост интенсивности изнашивания (в 2–3 раза), а также увеличение коэффициента трения. Авторы работы полагают, что причиной обнаруженной аномалии параметров трения и изнашивания сплавов является разупрочнение аустенита, обусловленное изменением его магнитной структуры.

Работа [9] связана с исследованием дислокационной структуры и механических свойства сплавов железа с 30–90% никеля от -196 до +400° С. Температурная и концентрационная зависимость инварного упрочнения сплавов Fe-Ni объяснена с помощью представлений о магнитодисперсионном твердении при возникновении упругих искажений вокруг кластеров Fe-Fe в процессе магнитного упорядочения Fe-Ni аустенитной матрицы. Обнаружено увеличение относительного удлинения (δ) сплавов при охлаждении до -196° С, не связанное с мартенситным превращением и микродвойникованием; оно объяснено формированием «полосовых» структур при затруднении поперечного скольжения.

В публикации [10] описаны проведенные механические испытания на растяжение закаленных от 1373 К образцов аустенитных ГЦК-сплавов систем Fe-Ni и Fe-Ni-C. Установлены уровни их пределов текучести и прочности в диапазоне температур 100–300 К. Показано улучшение углеродом механических свойств инварных сплавов. В рамках модели магнитодисперсионного твердения оценено приращение предела текучести за счет влияния магнитных неоднородностей в сплавах. На основании проведенного анализа сделан вывод о том, что в ГЦК-сплавах Fe-Ni и Fe-Ni-C имеет место явление инварного упрочнения, вклад от которого ослаблен при наличии углерода и который уменьшается при снижении температуры.

Подготовка образцов и методы исследований

В данной работе обобщены результаты исследований Fe-Mn сплавов легированных С, Si, Co, Cr, Ni. Сплавы выплавляли из чистых шихтовых материалов в открытой индукционной печи с последовательным легированием. Слитки проковывались на прутки 15 × 15 мм²; заготовки отжигались при 1050°С. Рентгеновские исследования проводили на аппаратах ДРОН-1 или УРС-50ИМ с использованием

$Fe K_{\alpha}$ излучения и с вращением образца. Профиль линий (111) γ -фазы, (101) ϵ -фазы и (100) α -фазы для определения фазового состава записывались на диаграммной ленте при скорости движения счетчика 1/4 град/мин; ошибка составляла 3%. Для определения параметров кристаллической решетки интерференционные линии записывались при скорости движения счетчика 1/8 град/мин, расчет проводился по линиям (222) α_1 для аустенита и (100) α_1 , (002) α_1 , (101) α_1 для ϵ -фазы. Ошибка в определении параметров кристаллической решетки для γ -фазы $\Delta a \pm 0,0004$ А, для ϵ -фазы $\Delta a \pm 0,001$ А, $\Delta c \pm 0,002$ А.

Электронноскропические исследования выполнены на микроскопе МЭС-100 при ускоряющем напряжении 75 кВ. Деформацию образцов при высоких температурах проводили на установке ИМАШ-5С-65 или, используя специальные приспособления для растяжения при повышенных и низких температурах, на универсальной разрывной машине «Amesleg». Для определения влияния условий получения ϵ -фазы на фазовый состав в процессе деформации образцы имели размеры 6×6×12 мм; рентгеноструктурные исследования фазового состава в зависимости от температуры деформации проводились на пятикратных разрывных образцах с предварительно нанесенной лыской.

Результаты и обсуждения

Исследования В.Ф. Еголаева [11] показали, что достижение кристаллографических соотношений решеток аустенита и ϵ -фазы в процессе охлаждения не всегда является достаточным условием для образования критического зародыша ϵ -мартенсита, способного к росту. Однако результаты измерений параметра решетки аустенита a_{γ} в зависимости от содержания легирующих добавок в сплаве с 20% марганца однозначно указывают, что все элементы, которые оказывают стабилизирующее влияние на $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение увеличивают a_{γ} . Используя это положение, можно показать воздействие магнитного превращения в этих сплавах на полноту мартенситного превращения. При рассмотрении вопроса о снижении склонности сплава к $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращению при переходе через точку Нееля ($\Pi \rightarrow \text{АФ}$) наряду с другими факторами необходимо учитывать изменение параметра решетки аустенита.

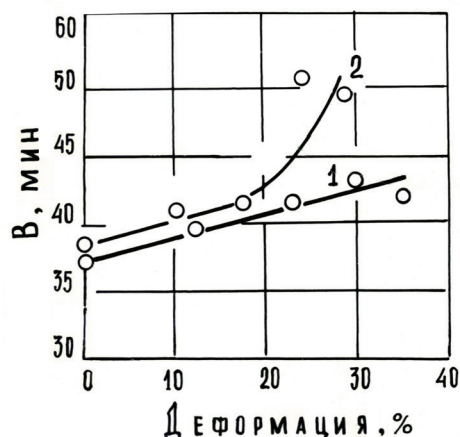


Рис. 1. Изменение ширины линии (101) ϵ -фазы в зависимости от степени деформации сплава Г20С2 после закалки (1) и отжига (2)

Для изучения влияния магнитного состояния аустенита на свойства образующейся ε -фазы был взят сплав Г20С2, относительно большой температурный интервал между M_S и T_N ($\sim 60^\circ$) которого делает удобным рассмотрение данного вопроса. При этом исходили из того, что за счет медленного охлаждения ε -фаза преимущественно образуется из парамагнитного аустенита; за счет быстрого переохлаждения (например, резкая закалка) количество ε -фазы, возникающей в интервале (M_S-T_N), невелико, то есть ε -фаза образуется, главным образом, из антиферромагнитного аустенита.

Измерение ширины линии (101) ε -фазы ($V_{(101)\varepsilon}$) от степени деформации для сплава Г20С2 представлено на рис. 1. По мере повышения деформации $V_{(101)\varepsilon}$ для закаленного образца монотонно увеличивается. Для отожженного образца наблюдаемая зависимость до деформации 15% подобна, но дальнейшее ее увеличение приводит к резкому росту $V_{(101)\varepsilon}$. При этом известно, что на уширение линии (101) гексагональной фазы влияют размер блоков, величина микроискажений и концентрация дефектов упаковки. Однако размер блоков и величина микроискажений ε -фазы в процессе пластической деформации интенсивно меняются лишь до 10–13%; более высокие степени деформации почти не меняют эти величины. Поэтому увеличение $V_{(101)\varepsilon}$ для отожженного образца, по-видимому, обусловлено большей склонностью к образованию дефектов упаковки в ε -фазе, полученной из парамагнитного аустенита.

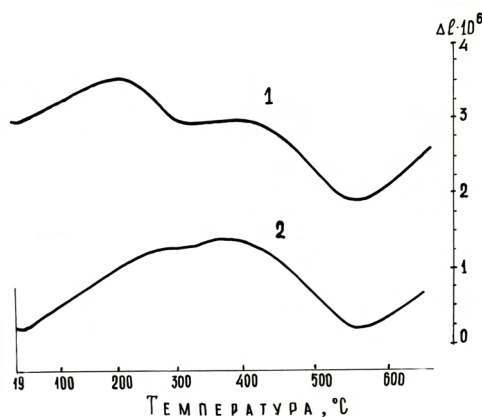


Рис. 2. Дилатометрические кривые сплава Г20С2 после отжига (2) и закалки (1) с последующей деформацией на 20%

На разницу в тонкой структуре после деформации ε -фазы, образовавшейся из аустенита с разным магнитным состоянием, указывают также дилатометрические исследования (рис. 2). Исследования проведены для образцов из сплава Г20С2, предварительная обработка которых состояла из отжига или закалки с последующей деформацией на 20%. Для обоих случаев характерно уменьшение длины при температурах обратного $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения (200–300°C); Δl при 400–450°C обусловлено $\alpha \rightarrow \gamma$ превращением. Такой ход кривых в работе связан с релаксацией ориентированных напряжений второго ряда, возникающих при деформации. Согласно рентгеновским данным исследуемые образцы имели одинаковое количество

ϵ -фазы, однако эффект уменьшения длины образца, предварительно закаленного перед деформацией, значительно больше.

Таким образом, проведенные рентгеноструктурные и дилатометрические исследования показали, что магнитное состояние аустенита влияет на изменение при деформации тонкой структуры образующейся ϵ -фазы.

В связи с рассмотренной выше особенностью в изменении тонкой структуры гексагональной фазы встает вопрос о влиянии условий образования ϵ -фазы на фазовые превращения в процессе последующей деформации. Исследования проводили на сплавах с 20–23% Mn и дополнительно легированные W, Mo, Si. Перед испытаниями образцы после нагрева на 900°C переносились в ванны с температурами выше и ниже точки Нееля, выдерживались 6 часов и охлаждались в воде. Деформация при комнатной температуре осуществлялась сжатием.

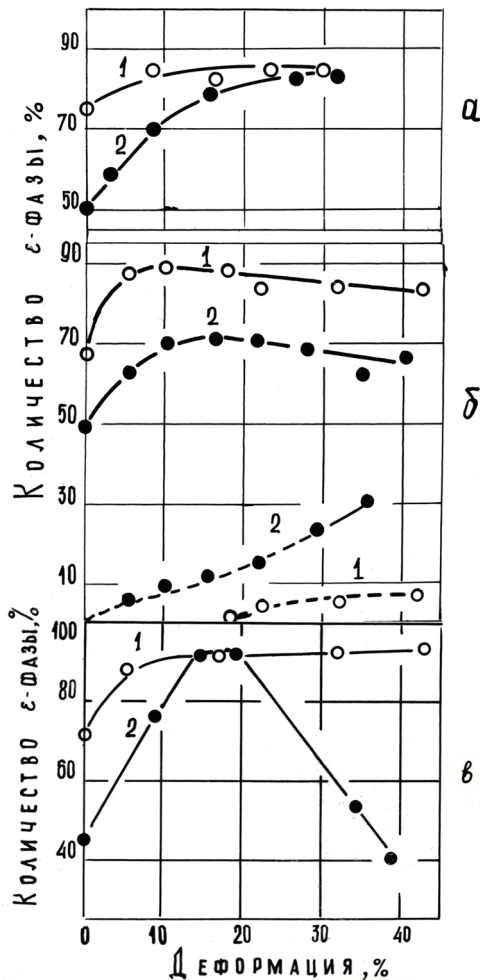


Рис. 3. Изменение фазового состава в процессе деформации сплавов Г20W1 (а), Г20C2 (б), Г23C2 (в) после 6 часов выдержки при 40°C (1) и 80°C (2); пунктирной линией показано содержание α -фазы

Для всех исследуемых сплавов выдержка при температурах существования парамагнитного аустенита приводит к стабилизации аустенита по отношению к образованию ϵ -фазы, но дальнейший характер изменения количества ϵ -мартенсита в процессе деформации определялся химическим составом. Для сплавов, легированных Mo и W, количество гексагональной фазы после значительных степеней обжатия для обеих предварительных обработок практически одинаково (рис. 3).

В бинарном сплаве Г20 и содержащем 1,86% Si разница в содержании ϵ -фазы сохраняется вплоть до разрушения. Однако выдержка при температурах существования парамагнитного аустенита повышает в этих сплавах склонность к образованию α -мартенсита. Так, в образцах сплава Г20С2, выдержанных при температуре выше точки Нееля, после деформации на 25% количество α -фазы в 5 раз больше, чем после выдержек в области антиферромагнитного аустенита.

Особо следует отметить данные для сплава Г23С2, так как этот случай выходит за пределы обычных зависимостей. Как следует из наших данных (рис. 3а), в стабильных по отношению к образованию α -мартенсита сплавах при высоких степенях деформации наблюдается лишь прекращение прироста ϵ -фазы. Для сплава Г23С2 после выдержек ниже T_N (40°C) количество гексагональной фазы по мере обжатия от 5 до 40% практически не меняется. Для образцов, выдержанных в температурной области существования парамагнитного аустенита, характер зависимостей до деформации 15% также не отличается от обычно наблюдаемых: по мере увеличения обжатия растет содержание ϵ -фазы. Однако дальнейшая деформация этих образцов приводит к уменьшению количества ϵ -фазы, то есть, по-видимому, имеет место обратный переход ϵ -фазы в аустенит.

При рассмотрении вышеприведенных данных необходимо остановиться на возможных причинах несовпадений полученных результатов.

С одной стороны, это скорость прохождения интервала ($M_s - T_N$), с другой – степень переохлаждения. При этом второй фактор играет определяющую роль: небольшая разница в температурах приводит к значительному отличию в содержании ϵ -фазы в исходном состоянии. Для сплава Г23С2 после выдержек при 75 и 80°C эта разница составляет 25%, но для этого сплава неточность при проведении повторных исследований оказывала влияние только до деформации 10-15%, при повышении обжатия зависимости совпадали.

Таким образом, проведенные исследования показали, что магнитное состояние аустенита в высокомарганцовистых сплавах оказывает влияние не только на полноту $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения, но и на свойства образующейся ϵ -фазы и изменение фазового состава при последующей деформации.

В исследуемых сплавах (20% марганца) в процессе закалки или отжига α -мартенсит не образуется, а склонность к его образованию в процессе пластической деформации определяется химическим составом. Было найдено, что аналогично введению Mo и Si легирование Co оказывает активизирующее влияние, хотя по степени воздействия Co уступает этим элементам. Однако полученные данные металлографических и электронномикроскопических исследований после деформации закаленных образцов при комнатной температуре не показали заметного разли-

чия в характере структур сплавов с α -фазой, но различных по своей стабильности. При этом, несмотря на то, что наблюдаемые структуры в общем соответствуют рассматриваемым в литературе для сплавов с низкой энергией дефектов упаковки (иглы α -мартенсита всегда расположены внутри пластин ϵ -фазы), представляет интерес остановиться на некоторых данных.

Так, Венаблесом [12] отмечалось, что α -мартенсит в стали типа 18-8 образуется в виде игл вдоль направления $[110] \gamma$, которое представляет собой линию пересечения двух пластин ϵ -фазы. В исследуемых сплавах как после закалки, так и после деформации пересечение двух пластин гексагональной фазы не приводит к появлению α -мартенсита. Образовавшаяся на более ранних стадиях превращения полоса ϵ -фазы служит препятствием для другой (рис. 4). Кроме того, автор [13] указывал, что если энергия дефектов упаковки в аустените возрастает, например, при увеличении содержания углерода, то появляется тенденция к образованию мартенсита прямо из аустенита. После деформации прокаткой до 33% сплава с 0,27% углерода при комнатной температуре возникновения α -мартенсита не наблюдалось, а обжатие пластины уже на 10% при (-70°C) приводит к появлению игл кубического мартенсита также в широких полосах ϵ -фаз. Хотя в этом случае необходимо учитывать уменьшение энергий дефектов упаковки за счет снижения температуры, но даже деформация до 30% не приводит к образованию α -фазы непосредственно из аустенита, то есть легирование сплава Г20 0,27% углерода не меняет характер структуры.

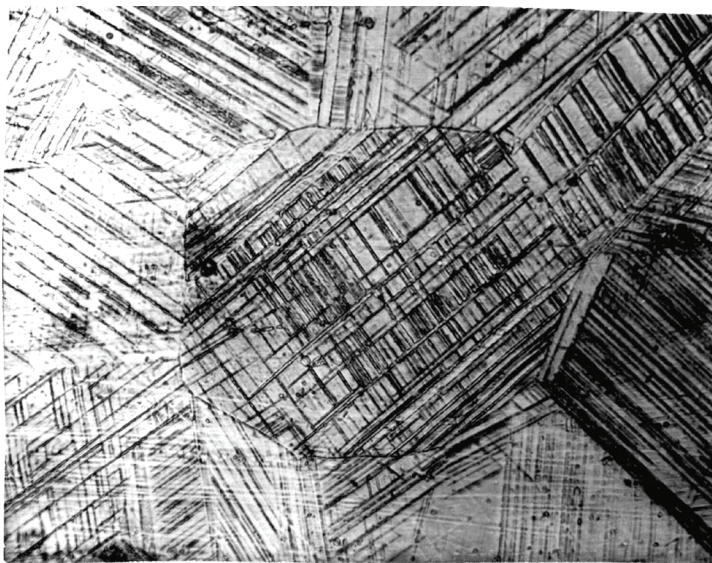


Рис. 4. Микроструктура 20Г20 ($t_d=100^\circ\text{C}$, степень обжатия 15%)

Гексагональная фаза может быть промежуточной при образовании α -мартенсита, но однозначного ответа о механизме превращений в сплавах с вязкой энергией дефектов упаковки в работе [14] не дано. Поэтому встает вопрос о необходимости оценки поведения ϵ -фазы в исследуемых сплавах в процессе пластической деформации.

В работе [15], в которой исходя из критерия скалывающих напряжений в ГПУ металлах проводился анализ условий, при которых реализуется та или иная система скольжения, отмечалось, что по мере уменьшения отношения c/a базисное скольжение становится менее вероятным, чем, например, призматическое или пирамидальное. Проведенные исследования показали, что легирование Co и Si , так же как введение стабилизирующего хрома, увеличивает отношение c/a гексагональной фазы. Следовательно, в исследуемых сплавах все легирующие добавки повышают способность ϵ -фазы к деформация в базисной плоскости, то есть закономерностей в изменении параметров ϵ -фазы и склонности сплавов к образованию α -фазы не наблюдается и изменений в механизме деформации гексагонального мартенсита при повышении содержания элементов, активизирующих образование α -мартенсита, не происходит. Вместе с тем из этого заключения вытекает ряд положений.

Во-первых, пластическая деформация должна приводить к увеличению дефектов упаковки в ϵ -фазе, то есть увеличению в ней прослоек с ГЦК решеткой. Это объясняет возникновение и увеличение прямолинейных полос с высокой дефектностью при повышении степени деформации (рис. 4). В ходе исследований получена структура сплава Г20 с 0,27% углерода после 22% обжатия. Анализ структуры показывает, что такой механизм деформации ϵ -фазы должен приводить при определенных степенях деформации к уменьшению количества гексагональной фазы. Практически, как следует из данных при рассмотрении результатов по исследованию влияния пластической деформации на фазовый состав, это наблюдается лишь в сплаве Г23С2 после определенной обработки. Вероятно, растяжение, используемое чаще всего, не дает нужного распределения напряжения, чтобы получить необходимое состояние для нарушения равновесия между увеличением количества гексагональной фазы за счет возникновения новых пластин из остаточного аустенита и их разрушения за счет базисного скольжения. Влияние условия возникновения ϵ -фазы (выше или ниже T_N) может проявляться за счет структурного распределения гексагональной фазы, так как полосы ϵ -фазы, образующейся из парамагнитного аустенита, имеют тенденцию к преимущественной ориентации в одной системе.

Во-вторых, повышенная склонность к образованию α -мартенсита после отжига и одновременное увеличение числа прослоек с ГЦК решеткой в ϵ -фазе при пластической деформации (рис. 1 и 3) делают возможным предположение о реализации $\epsilon \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ схемы. На возможность $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения указывает также наличие корреляции между склонностью сплавов к α -образованию и объемом элементарной ячейки аустенита (V_γ). Так, легирование сплава Г20 хромом или дальнейшее увеличение содержания марганца способствуют росту этого параметра. Введение элементов, которые приводят к активизации α -мартенситного образования, Mo , Si , Co , уменьшает объем элементарной ячейки аустенита; при этом минимальное значение V_γ соответствует сплаву Г20М6, для которого характерна наименьшая стабильность по отношению к образованию α -фазы.

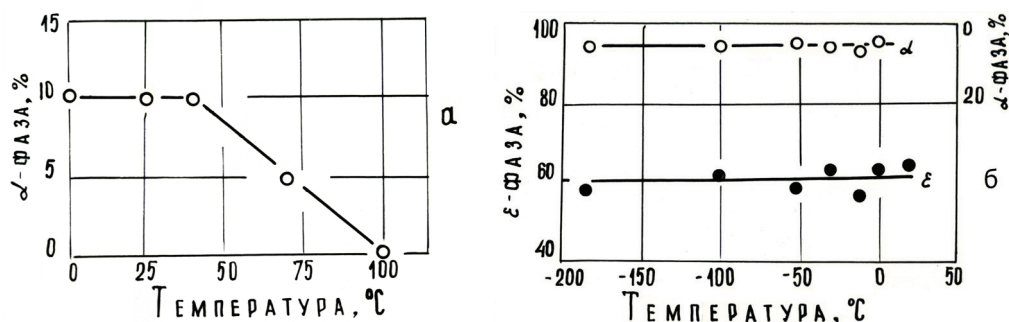


Рис. 5. Температурная зависимость состава сплава Г20С2 после деформации на 18% (а); температурная зависимость состава сплава Г20С2 отожжённого при 900°С 40 мин и после деформации на 14% (б)

Наличие корреляции между параметром решетки аустенита и склонностью к образованию α -мартенсита дало основание для исследований влияния магнитного состояния аустенита на возникновение кубического мартенсита. Для этого после нагрева до 400°С и охлаждения до температуры деформации образцы из сплава Г20С2 растягивались на 18%. Как следует из графика, представленного на рис. 5а (приведены данные магнитометрического анализа), при понижении температуры деформации от 100 до 40°С наблюдается увеличение количества α -фазы, хотя дальнейшее понижение температуры до 0°С не вызывает изменения в количестве образующегося α -мартенсита. Следовательно, в области существования парамагнитного аустенита ($T_N=50^\circ\text{C}$) наблюдается резкая зависимость склонности сплава к образованию α -фазы от температуры деформации; для антиферромагнитной области – изменение температуры не влияет на количество возникающего α -мартенсита.

Для гексагональной фазы в Fe-Mn сплавах температура перехода из парамагнитного в антиферромагнитное состояние находится в районе -40 ... -50°С [16] и для сплава Г20С2 равна (-43°С). Из рисунка 5б, на котором приведены данные для образцов, отожженных при 900°С 40 мин и деформированных при температуре испытания на 14%, следует, что низкотемпературная деформация практически не влияет на содержание гексагональной и α -фаз, количества которых равны 60 и 6% соответственно. При изменении дефектности остаточного аустенита и увеличении содержания ϵ -фазы в исходном состоянии (за счет предварительной деформации при 400°С на 18%) количество гексагональной фазы с понижением температуры несколько повышается, и кривая лежит выше, чем для предварительно отожженных образцов. Однако содержание фазы согласно рентгеноструктурным и магнитометрическим данным при всех температурах испытаний также остается постоянным, то есть проведенные исследования показывают, что магнитное состояние ϵ -фазы не влияет на количество образующегося α -мартенсита.

Таким образом, несмотря на то, что наличие связи между аустенитом и его магнитным состоянием со склонностью сплавов к образованию кубического мартенсита и отсутствие этой связи для ϵ -фазы позволяет рассматривать механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в исследуемых сплавах лишь как один из возможных вариантов. Полученные данные указывают, что при изучении механизмов превращений

в Fe-Mn сплавах необходимо учитывать исходное магнитное состояние и условия получения исходных фаз.

Выводы

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Проведенные рентгеноструктурные и дилатометрические исследования показали, что магнитное состояние аустенита влияет на изменение при деформации тонкой структуры образующейся ϵ -фазы. Установленное влияние условий возникновения ϵ -фазы (выше или ниже T_N) может проявляться за счет структурного распределения гексагональной фазы, так как полосы ϵ -фазы, образующейся из парамагнитного аустенита, имеют тенденцию к преимущественной ориентации в одной системе; повышенная склонность к образованию α -мартенсита после отжига и одновременное увеличение числа прослоек с ГЦК решеткой в ϵ -фазе при пластической деформации делают возможным предположение о реализации $\epsilon \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ схемы. Показано, что магнитное состояние аустенита оказывает влияние на полноту и свойства образующейся гексагональной фазы; склонность высокомарганцовистых сплавов к образованию α -мартенсита зависит от магнитного состояния аустенита, магнитная перестройка в ϵ -фазе не оказывает влияния на количество образующегося в процессе пластической деформации α -мартенсита. Проведенные исследования выявили, что магнитное состояние аустенита в высокомарганцовистых сплавах оказывает влияние не только на полноту $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения, но и на свойства образующейся ϵ -фазы и изменение фазового состава при последующей деформации.

2. Влияние условия возникновения ϵ -фазы (выше или ниже T_N) может проявляться за счет структурного распределения гексагональной фазы, так как полосы ϵ -фазы, образующейся из парамагнитного аустенита, имеют тенденцию к преимущественной ориентации в одной системе.

3. В области существования парамагнитного аустенита ($T_N = 50^\circ\text{C}$) наблюдается резкая зависимость склонности сплава к образованию α -фазы от температуры деформации; для антиферромагнитной области – изменение температуры не влияет на количество возникающего α -мартенсита.

4. Наличие связи между аустенитом и его магнитным состоянием со склонностью сплавов к образованию кубического мартенсита и отсутствие этой связи для ϵ -фазы позволяют рассматривать механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в исследуемых сплавах лишь как один из возможных вариантов.

-
1. Delinger U.Z. Über Umwandlungen von festen Metallphasen // Zeitschrift für Physik. 1931. V. 68. Issue 7–8. Pp. 535–542.
 2. Kohlhaas R., Lange H. Zur Thermodynamik des Curie-Punktes bei Nickel und Eisen // Zeitschrift für angewandte Physik. 1963. B. 15, H. 3. Pp. 193–197.
 3. Clifford E. Myers. The enigmatic polymorphism of iron // J. Chem. Educ. 1966. V. 43 (6), p. 303. DOI: 10.1021/ed043p303.
 4. Bolling G.F., Richman R.H. The plastic deformation of ferromagnetic face-centred cubic Fe-Ni-C alloys // The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics Series 8. 1969. V. 19. Issue 158. Pp. 247–264.

5. Davies R.G., Magee C.L. Influence of austenite and martensite strength on martensite morphology // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 1971. V. 2. Issue 7. Pp. 1939–1947.
6. Davies R.G., Magee C.L. Austenite ferromagnetism and martensite morphology // *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1970. V. 1. Issue 10. Pp. 2927–2931.
7. Влияние магнитного упорядочения на свойства аустенитных сплавов / В.В. Сагарадзе, Н.Д. Земцова, Е.И. Старченко, В.А. Шабашов, Е.Е. Юрчиков // *Физика металлов и металловедение*. 1983. Т. 1. № 1. С. 113–124.
8. Коршунов Л.Г., В.В. Сагарадзе В.В., Старченко Е.И. Влияние магнитных превращений на параметры трения и изнашивания аустенитных сплавов // *Физика металлов и металловедение*. 1984. Т. 58. № 3. С. 585–588.
9. Магнитное упорядочение и механические свойства аустенитных сплавов системы Fe-Ni / В.В. Сагарадзе, Е.И. Старченко, В.Г. Пушин, Ю.Э. Турхан // *Физика металлов и металловедение*. 1986. Т. 62. № 6. С. 1144–1155.
10. Влияние углерода и магнитного упорядочения на механические свойства инварных сплавов Fe-Ni / В.М. Надутов, Д.В. Семенов, Г.Я. Базелюк, П.И. Запорожец, Е.А. Сви-стунув // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2008. Т. 30. № 1. С. 41–56.
11. Богачев И.Н., Еголаев В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. М., *Металлургия*, 1973.
12. Venables J.A. Dislocation distributions and densities in F.C.C. copper alloys // *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*. 1962. V. 7. Issue 83. Pp. 1969–1972.
13. Honeycombe. The effect of temperature and alloying additions on the deformation of metal crystals // *Journal Iron and Steel Instr.* 1961. V. 198. P. 2.
14. Goldman A.J., Robertson W.D., Koss D.A. Association of hcp+ bcc structures in martensite transformation // *Transactions of the Metallurgical*. 1964. V. 230. P. 240.
15. Chin G.Y., Mammel W.L. Competition among basal, prism, and pyramidal slip modes in hcp metals // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1970. V. 1. Issue 2. Pp. 357–361.
16. Hideo Ohno, Mamoru Mekata. Antiferromagnetism in hcp Iron-Manganese Alloys // *Journal of the Physical Society of Japan*. 1971. V. 31. Issue 1. Pp. 102–108.
17. Разумов И.К., Горностырев М.И., Кацнельсон М.И. К теории фазовых превращений в железе и стали на основе первопринципных подходов // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 4. С. 380–408.

Транслитерация

1. Delinger U.Z. Über Umwandlungen von festen Metallphasen, *Zeitschrift für Physik*, 1931, vol. 68, iss. 7–8, pp. 535–542.
2. Kohlhaas R., Lange H. Zur Thermodynamik des Curie-Punktes bei Nickel und Eisen, *Zeitschrift für angewandte Physik*, 1963, B. 15, H. 3, pp. 193–197.
3. Clifford E. Myers. The enigmatic polymorphism of iron // *J. Chem. Educ.* 1966. V. 43 (6), p. 303. DOI: 10.1021/ed043p303.
4. Bolling G.F., Richman R.H. The plastic deformation of ferromagnetic face-centred cubic Fe-Ni-C alloys, *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, ser. 8, 1969, vol. 19, iss. 158, pp. 247–264.
5. Davies R.G., Magee C.L. Influence of austenite and martensite strength on martensite morphology, *Metallurgical and Materials Transactions*, B, 1971, vol. 2, iss. 7, pp. 1939–1947.

6. Davies R.G., Magee C.L. Austenite ferromagnetism and martensite morphology, *Metallurgical and Materials Transactions*, B. 1970, vol. 1, iss. 10, pp. 2927–2931.
7. Vliyanie magnitnogo uporyadocheniya na svoistva austenitnykh splavov / V.V. Sagaradze, N.D. Zemtsova, E.I. Starchenko, V.A. Shabashov, E.E. Yurchikov, *Fizika metallov i metallovedenie*, 1983, vol. 1, No 1, pp. 113–124.
8. Korshunov L.G., Sagaradze V.V., Starchenko E.I. Vliyanie magnitnykh prevrashchenii na parametry treniya i iznashivaniya austenitnykh splavov, *Fizika metallov i metallovedenie*, 1984, vol. 58, No 3, pp. 585–588.
9. Magnitnoe uporyadochenie i mekhanicheskie svoistva austenitnykh splavov sistemy Fe-Ni / V.V. Sagaradze, E.I. Starchenko, V.G. Pushin, Yu.E. Turkhan, *Fizika metallov i metallovedenie*, 1986, Vol. 62, No 6, pp. 1144–1155.
10. Vliyanie ugleroda i magnitnogo uporyadocheniya na mekhanicheskie svoistva invarnykh splavov Fe-Ni / V.M. Nadutov, D.V. Semenov, G.Ya. Bazelyuk, P.I. Zaporozhets, E.A. Svis-tunov, *Metallofizika i noveishie tekhnologii*, 2008, vol. 30, No 1, pp. 41–56.
11. Bogachev I.N., Egoлаev V.F. Структура i svoistva zheleznomargantsevykh splavov. M., Metallurgiya, 1973.
12. Venables J.A. Dislocation distributions and densities in F.C.C. copper alloys, *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 1962, vol. 7, iss. 83, pp. 1969–1972.
13. Honeycombe. The effect of temperature and alloying additions on the deformation of metal crystals, *Journal Iron and Steel Instr*, 1961, vol. 198, p. 2.
14. Goldman A.J., Robertson W.D., Koss D.A. Association of hcp+ bcc structures in martensite transformation, *Transactions of the Metallurgical*, 1964, vol. 230, pp. 240.
15. Chin G.Y., Mammel W.L. Competition among basal, prism, and pyramidal slip modes in hcp metals, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1970, vol. 1, iss. 2, pp. 357–361.
16. Hideo Ohno, Mamoru Mekata. Antiferromagnetism in hcp Iron-Manganese Alloys, *Journal of the Physical Society of Japan*, 1971, vol. 31, iss. 1, pp. 102–108.
17. Razumov I.K., Gornostyrev M.I., Katsnel'son M.I. K teorii fazovykh prevrashchenii v zheleze i stali na osnove pervoprintsipnykh podkhodov, *Fizika metallov i metallovedenie*, 2017, vol. 118, No 4, pp. 380–408.

© И.А. Белоус, 2018

© В.А. Доценко, 2018

Для цитирования: Белоус И.А., Доценко В.А. Влияние магнитного перехода на характер мартенситных превращений в сплавах на Fe-Mn основе // Территория новых возможностей. Вестник Владивостокского государственного университета экономики и сервиса. 2017. Т. 10. № 1. С. 124–136.

For citation: Belous I.A., Dotsenko V.A. Effect of magnetic transition on the character of martensitic transformations in Fe-Mn-based alloys, *The Territory of New Opportunities. The Herald of Vladivostok State University of Economics and Service*, 2018, Vol. 10, No 1, pp. 124–136.

DOI dx.doi.org/10.24866/VVSU/2073-3984/2018-1/124-136

Дата поступления: 22.02.2018.