

PACS: 81.30.Kf, 81.40.-z

В.Е. Ольшанецкий, Г.В. Снежной

О ФОРМИРОВАНИИ ДВУХ ТИПОВ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ

Запорожский национальный технический университет
ул. Жуковского, 64, г. Запорожье, 69063, Украина

Статья поступила в редакцию 12 февраля 2013 года

С использованием термодинамического анализа рассмотрена физическая природа формирования ε - и α' -мартенситов при деформации аустенита одноосным сжатием. Предложена схема зависимости удельных энергий аустенита и промежуточных мартенситных фаз ε и α' от величины внешнего давления. Показано, что склонность аустенита к возникновению фазовой смеси ε - и α' -мартенситов зависит от содержания Ni. На основании чувствительного магнитометрического метода определены начальные стадии превращения аустенита в ε - и α' -мартенситы деформации.

Ключевые слова: хромоникелевая сталь, аустенит, ε -мартенсит, α' -мартенсит, магнитная восприимчивость

З використанням термодинамічного аналізу розглянуто фізичну природу формування ε - і α' -мартенситів при деформації аустеніту одноосьовим стисненням. Запропоновано схему залежності питомих енергій аустеніту й проміжних мартенситних фаз ε і α' від величини зовнішнього тиску. Показано, що схильність аустеніту до виникнення фазової суміші ε - і α' -мартенситу залежить від вмісту Ni. На основі чутливого магнітометричного методу визначені початкові стадії перетворення аустеніту в ε - і α' -мартенсити деформації.

Ключові слова: хромонікелева сталь, аустеніт, ε -мартенсит, α' -мартенсит, магнітна сприйнятливність

Введение

Аустенитные нержавеющие стали, содержащие марганец или более дорогостоящий никель, используются в качестве материалов, работающих в условиях высоких давлений. При этом стали различного химического состава имеют разную степень устойчивости аустенита в отношении развития мартенситного превращения (формирования ε - и α' -мартенситных фаз) при деформации. Важно отметить и то обстоятельство, что образование и морфо-

логия ε -мартенсита наиболее полно изучены в марганцовистых сталях и сплавах. С увеличением концентрации марганца количество ε -фазы уменьшается и при достижении 26 mass% ε -мартенсит вообще экспериментально не фиксируется [1]. В хромоникелевых же сталях $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращение имеет свои специфические особенности. Так, например, если в марганцовистых сталях образовавшийся ε -мартенсит на диаграмме состояний занимает достаточно большую область (по концентрации марганца), то в хромоникелевых сталях она является сравнительно малой [1,2]. При этом формирование ε -мартенсита в хромоникелевых сталях изучено явно недостаточно, поскольку наблюдаемые количества этой фазы не превышают 15% (в то время как в марганцовистых сталях и сплавах при закалке образуется около 60–80%, а при деформации – почти 100% мартенсита [1]).

Кроме того, неясно, как скажется на возможности образования ε -мартенсита повышенное содержание никеля в сплавах. Отметим, что только в первоисточнике [2] представлена диаграмма, касающаяся влияния 15–25% Cr и 8–15% Ni на возможность появления ε -фазы при деформационной обработке.

Как отмечается в этой же работе, начиная с содержания легирующих элементов (15% Cr и 9% Ni), превращение типа $\gamma \rightarrow \alpha'$ однозначно сменяется превращением $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ [2], что обуславливает обязательное формирование ε -мартенсита в качестве промежуточной фазы, которая со временем, а также при последующей деформации переходит в обычный α' -мартенсит. После критического содержания элементов приводит к изменению физических свойств и выявляет четкую зависимость между устойчивостью аустенита и типом превращения, с одной стороны, и механическими свойствами – с другой [2].

В настоящей работе представлены результаты исследования по обнаружению первых порций ε - и α' -мартенсита при пластической деформации аустенита, находящегося в стабилизированном, умеренно нестабильном и крайне нестабильном состояниях в различных по содержанию Ni сталях.

Сведения о превращении нестабильного аустенита в промежуточные фазы (ε - и α' -мартенсит) при закалке и пластической деформации зачастую носят общий характер [3]. Компонентный и примесный составы сталей оказывают существенное влияние на энергию дефектов упаковки (источников зарождения ε -мартенсита). Прежде всего это касается влияния никеля на энергию дефектов упаковки, образующихся при расщеплении элементарных дислокаций [4].

Если следовать принципам классической термодинамики, то структурные изменения при деформации аустенита хромоникелевых сталей в зависимости от содержания никеля должны удовлетворять схемам, представленным на рис. 1. Графики на этом рисунке отражают тенденции изменения энергетических характеристик фаз сплавов согласно уравнениям термодинамики [5,6] с учетом состава и давления. Согласно рис. 1,а для стали со структурой стабилизированного аустенита при давлениях $p_d < p_{\alpha'}$ (где $p_{\alpha'}$ – истинная деформационная мартенситная точка [7]) и при сохранении кривизны G_γ ($d^2G_\gamma/dp^2 > 0$) аустенит деформируется без каких-либо признаков локальных фазовых изменений.

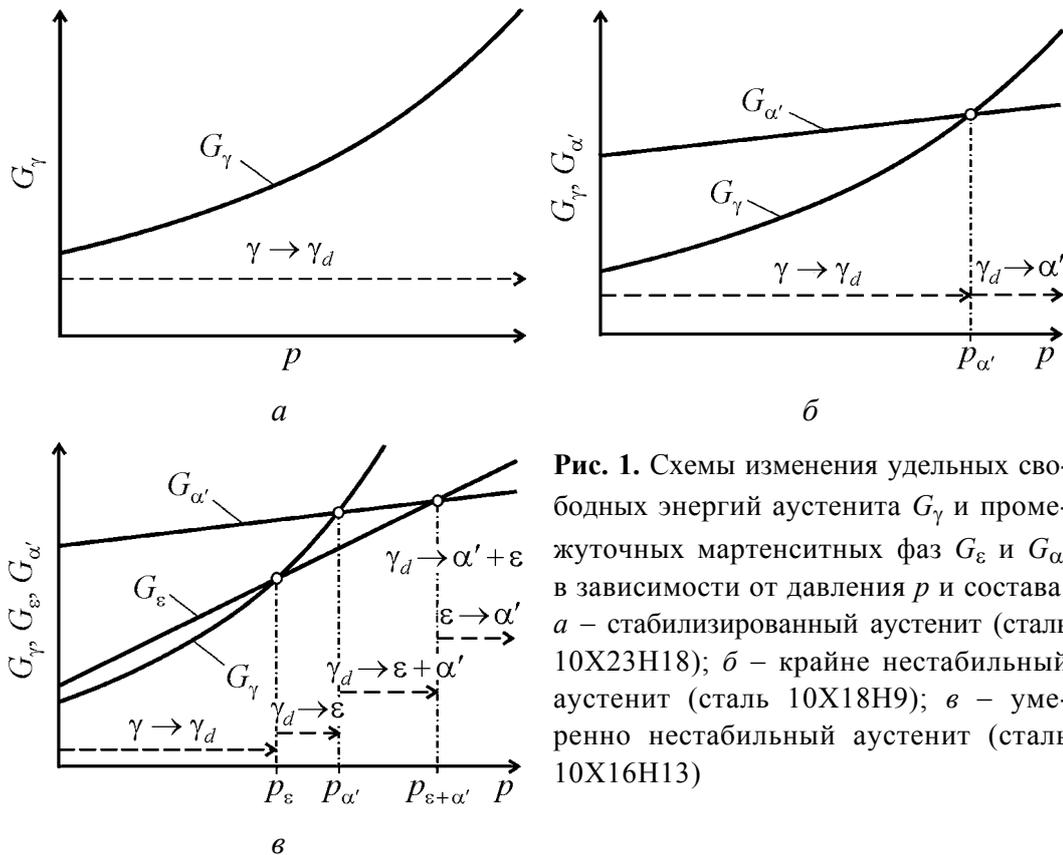


Рис. 1. Схемы изменения удельных свободных энергий аустенита G_γ и промежуточных мартенситных фаз G_ϵ и $G_{\alpha'}$ в зависимости от давления p и состава: *a* – стабилизированный аустенит (сталь 10X23H18); *б* – крайне нестабильный аустенит (сталь 10X18H9); *в* – умеренно нестабильный аустенит (сталь 10X16H13)

Схема на рис. 1,б отражает переход (с повышением давления $p_d > p_{\alpha'}$) из крайне нестабильного аустенита в состояние, предрасположенное к появлению зародышей мартенситной фазы с последующим зарождением α' -мартенсита: $d^2G_\gamma/dp^2 > 0$ и $d^2G_{\alpha'}/dp^2 \approx 0$.

В соответствии со схемой рис. 1,в при повышении давления (одноосное сжатие) для образцов стали с умеренно нестабильным аустенитом первым (на стадии пластической деформации) из него начинает образовываться ϵ -мартенсит (при этом $p_d > p_\epsilon$, $p_\epsilon < p_{\alpha'}$). Для зависимостей термодинамических потенциалов от давления сохраняется характер кривизны, которая описывается неравенством типа $d^2G_{\gamma,\epsilon,\alpha'}/dp^2 > 0$.

Важно отметить, что кривизна всех кривых, приведенных на рис. 1, по знаку противоположна случаям влияния температурного фактора, поскольку в главном тождестве, вытекающем из основного уравнения термодинамики, член, содержащий дифференциал давления, имеет положительный знак, т.е. во всех рассматриваемых случаях справедливо выражение полного дифференциала в виде: $dG = -SdT + Vdp$ (при $dT = 0$ и $dp > 0$ всегда $dG > 0$).

То, что схемы, приведенные на рис. 1, фактически отражают описанный характер структурных изменений, полностью подтверждается, как будет показано ниже, нашими экспериментами по высокоточному установлению деформационных точек зарождающихся мартенситных фаз.

Материалы и методика исследования

Для исследований выбраны хромоникелевые стали 10X23H18 и 10X16H13 с химическим составом, указанным в табл. 1. При анализе результатов использованы магнитометрические исследования стали 10X18H9, приведенные в [8]. Такая подборка марок сталей обусловлена содержанием хрома и никеля, что позволяет классифицировать состояние стабильности аустенита следующим образом: стабилизированный аустенит (10X23H18), умеренно нестабильный аустенит (10X16H13) и крайне нестабильный аустенит (10X18H9).

Таблица 1

Химический состав исследуемых аустенитных материалов

| Марка стали | Элемент, mass% | | | | | | | | | |
|-------------|----------------|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| | C | Mn | Si | S | P | Cr | Ni | W | Mo | Cu |
| 10X23H18 | 0.10 | 0.94 | 0.44 | 0.01 | 0.02 | 22.6 | 18.70 | – | – | – |
| 10X16H13 | 0.13 | 1.37 | 1.07 | 0.01 | 0.03 | 15.83 | 13.70 | 0.04 | 0.14 | 0.24 |
| 10X18H9 | 0.07 | 1.60 | 0.30 | 0.22 | 0.03 | 17.26 | 9.20 | 0.06 | 0.32 | 0.29 |

Для устранения возможных ферромагнитных включений, которые могли бы повлиять на чистоту эксперимента, по аналогии с [8], проводили аустенизацию сталей 10X23H18 и 10X16H13 при 1050°C (выдержка 30 min) с последующей закалкой в воду. Из середины закаленных слитков холодным механическим способом вырезали образцы (в виде прямоугольных параллелепипедов размером 3 × 3 × 3 mm), поверхности которых подвергали электрополировке.

Весьма низкое содержание мартенсита деформации $P_{\alpha'}$ (в объемных процентах) определяли чувствительным магнитометрическим методом, учитывая намагниченность парамагнитной аустенитной матрицы [9].

Зависимости удельной магнитной восприимчивости χ от обратной величины магнитного поля H были получены с использованием специально разработанной автоматизированной установки [10]. Медленную холодную пластическую одноосную деформацию на сжатие (усадку) осуществляли на лабораторной установке. Степень остаточной деформации K рассчитывали с учетом толщин образцов до (d_0) и после (d) деформации: $K = (d_0 - d)/d_0 \cdot 100\%$.

Сталь 10X23H18 до пластической одноосной деформации на сжатие была действительно полностью аустенизирована, что подтверждается горизонтальной линией $\chi(1/H)$ (рис. 2,а, прямая 1). При этом исходное значение парамагнитной восприимчивости χ_{γ} аустенита составляло $3.30 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$.

Деформации до 55.90% (рис. 2,а, прямая 17) приводили к росту парамагнитной восприимчивости χ аустенита до значения $3.72 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$. В этом интервале деформаций $P_{\alpha'} = 0$, т.е. не было зафиксировано появление мартенсита деформации (отсутствует наклон $\chi(1/H)$). Объяснением смещения горизонтальных линий на рис. 2,а может предположительно служить изменение характеристик k -пространства и формы распределения Ферми в кристаллической решетке аустенита при структурном переходе ГЦК → ОЦК через промежуточное состояние, отвечающее плотноупакованной гексагональной структуре.

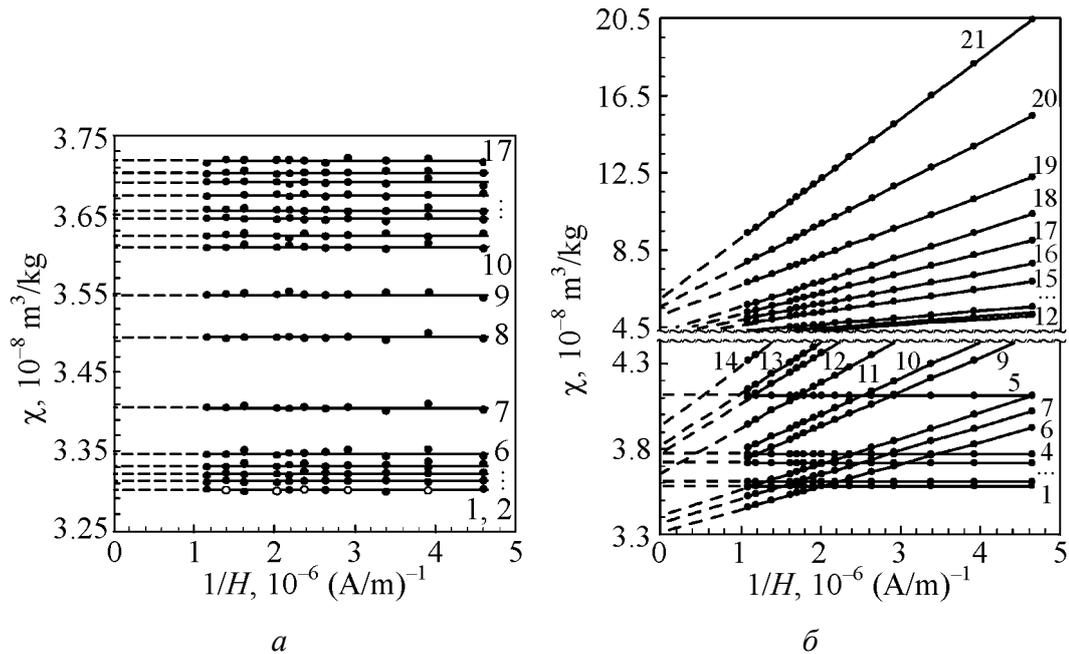


Рис. 2. Зависимость $\chi(1/H)$ при различных значениях деформации сталей 10X23N18 (а) и 10X16N13 (б), %: а: 1 – 0, 2 – 1.17, 3 – 1.98, 4 – 2.34, 5 – 3.69, 6 – 4.59, 7 – 7.29, 8 – 8.10, 9 – 10.44, 10 – 13.59, 11 – 14.94, 12 – 15.48, 13 – 16.20, 14 – 17.64, 15 – 26.19, 16 – 30.24, 17 – 55.90; б: 1 – 0, 2 – 4.16, 3 – 8.85, 4 – 14.90, 5 – 22.69, 6 – 23.98, 7 – 24.74, 8 – 25.49, 9 – 27.76, 10 – 29.27, 11 – 30.86, 12 – 31.92, 13 – 33.06, 14 – 35.70, 15 – 40.24, 16 – 44.23, 17 – 47.66, 18 – 50.45, 19 – 54.69, 20 – 59.38, 21 – 67.7

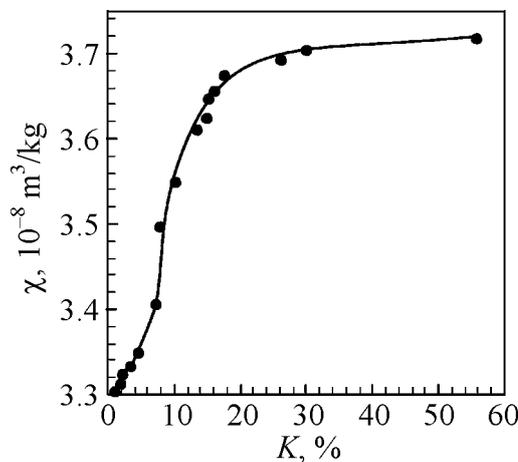


Рис. 3. Зависимость удельной магнитной восприимчивости χ ($H = 2.55 \cdot 10^5 \text{ A/m}$) от относительной деформации сжатия K стали 10X23N18

В результате этого меняется соотношение вкладов локализованных и коллективизированных электронов атомной структуры аустенита (появление своеобразной «магнитной» составляющей энергии дефектов упаковки [11]), приводящее к изменению положения горизонтальных линий на рис. 2,а при повышении давления p .

На рис. 3 представлена тенденция роста парамагнитной восприимчивости аустенита с увеличением степени деформации. Интервал деформаций до 20% характеризуется линейным ростом $\chi(K)$, а затем наблюдается эффект насыщения (стабилизации).

На основании этих данных можно сделать вывод о высокой стабильности стали 10X23N18 к мартенситному превращению при деформации сжатием.

Сталь 10X16N13 до пластической одноосной деформации на сжатие также была полностью аустенизирована, что опять-таки подтверждается гори-

зонтальной линией $\chi(1/H)$ (рис. 2,б, прямая 1). При этом исходное значение парамагнитной восприимчивости χ_γ аустенита составило $3.58 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$.

Деформация до 22.69% (рис. 2,б, прямая 5) для этой стали привела к росту парамагнитной восприимчивости χ_γ до значения $4.11 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Наблюдаемый эффект роста парамагнитной восприимчивости аустенита с увеличением степени деформации до появления первых порций мартенсита аналогичен измерениям χ в стали 12X18H10T [12]. При дальнейшем увеличении деформации появляется наклон прямых $\chi(1/H)$, что свидетельствует о возникновении ферромагнитного α' -мартенсита деформации, поскольку величина χ зависит от соотношения фаз, т.е. аустенита и мартенсита. Так, при деформациях 23.98, 24.74 и 25.49% были зафиксированы порции возникающего α' -мартенсита деформации в количестве $(1.05, 1.13 \text{ и } 1.22) \cdot 10^{-2}\%$ (рис. 2,б, прямые 6–8). Следует обратить внимание на то, что эти прямые, а также прямые 9–15 пересекли начальные горизонтальные прямые 1–5. При экстраполяции вышеуказанных прямых на ось χ ($H \rightarrow \infty$) для них получены значения результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_∞ (табл. 2),

Таблица 2

Значения магнитной восприимчивости и количества феррофазы в зависимости от степени пластической одноосной деформации сжатия стали 10X16H13

| № п/п | K, % | $\chi, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ($H = 2.55 \cdot 10^5 \text{ А/м}$) | $\chi_\infty, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ | $P_{\alpha'}, 10^{-2} \%$ | Фаза |
|-------|-------|--|--|---------------------------|---------------------------------|
| 1 | 0.00 | 3.58 | 3.58 | 0.00 | γ |
| 2 | 4.16 | 3.61 | 3.61 | 0.00 | γ |
| 3 | 8.85 | 3.72 | 3.72 | 0.00 | γ |
| 4 | 14.90 | 3.77 | 3.77 | 0.00 | γ |
| 5 | 22.69 | 4.11 | 4.11 | 0.00 | γ |
| 6 | 23.98 | 3.83 | 3.32 | 1.05 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 7 | 24.74 | 3.92 | 3.37 | 1.13 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 8 | 25.49 | 4.00 | 3.41 | 1.22 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 9 | 27.76 | 4.32 | 3.53 | 1.62 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 10 | 29.27 | 4.41 | 3.57 | 1.72 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 11 | 30.86 | 4.68 | 3.66 | 2.09 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 12 | 31.92 | 4.90 | 3.78 | 2.30 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 13 | 33.06 | 4.99 | 3.82 | 2.40 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 14 | 35.70 | 5.30 | 3.93 | 2.82 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 15 | 40.24 | 6.44 | 4.05 | 4.91 | $\gamma + \varepsilon + \alpha$ |
| 16 | 44.23 | 7.21 | 4.11 | 6.35 | $\gamma + \alpha$ |
| 17 | 47.66 | 8.23 | 4.15 | 8.36 | $\gamma + \alpha$ |
| 18 | 50.45 | 9.40 | 4.16 | 10.76 | $\gamma + \alpha$ |
| 19 | 54.69 | 11.15 | 5.11 | 12.38 | $\gamma + \alpha$ |
| 20 | 59.38 | 13.89 | 5.54 | 17.13 | $\gamma + \alpha$ |
| 21 | 67.70 | 18.16 | 5.92 | 25.09 | $\gamma + \alpha$ |

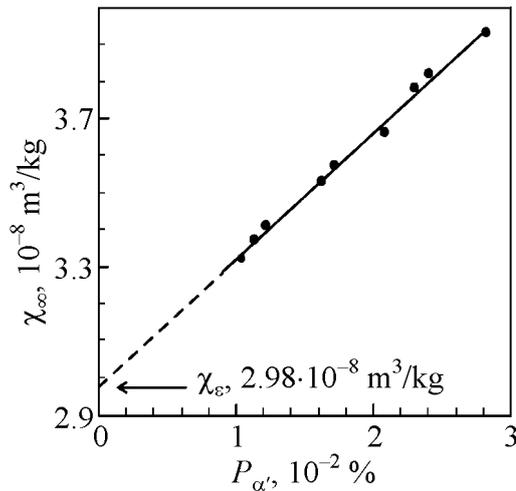


Рис. 4. Зависимость результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_{∞} (аустенита и парапроцесса) стали 10X16N13 от количества мартенсита деформации $P_{\alpha'}$

которые лежат ниже максимального значения парамагнитной восприимчивости аустенита $\chi_{\gamma}^{\max} = 4.11 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$.

Таким образом, в интервале деформаций от 23.98 до 40.24% помимо ферромагнитной фазы α' -мартенсита присутствует новая парамагнитная фаза с меньшим, по сравнению с аустенитом, значением парамагнитной восприимчивости.

Методом экстраполяции [13] из графической зависимости χ_{∞} от $P_{\alpha'}$ (для интервала деформаций от 23.98 до 35.70%, рис. 4) определили значение удельной парамагнитной восприимчивости новой фазы: $\chi_{\varepsilon} = 2.98 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$. Это значение оказалось меньше найденного нами значения парамагнитной восприимчивости χ_{γ} недеформированного аустенита ($\chi_{\gamma} = 3.58 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$).

По данным авторов [14], ε -мартенсит является парамагнитной фазой с парамагнитной восприимчивостью меньше, чем у аустенита, что хорошо совпадает с полученными нами значениями: $\chi_{\varepsilon} < \chi_{\gamma}$. Согласно [1,2] количество никеля и хрома в данной стали также способствует появлению ε -мартенсита. Следовательно, возникшая новая парамагнитная фаза является ничем иным как ε -мартенситом деформации, что согласуется с [3].

При деформации 44.23% результирующая удельная магнитная восприимчивость χ_{∞} достигла уровня $4.11 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$, что совпадает с максимальным значением парамагнитной восприимчивости деформированного аустенита ($\chi_{\gamma'} = 4.11 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{kg}$). Это позволяет высказать предположение, что при таком силовом воздействии ε -фаза уже полностью трансформировалась в α' -мартенсит в результате превращения «на месте». Дальнейшая деформация до 67.70% сопровождается только превращением $\gamma \rightarrow \alpha'$ (линии $\chi(1/H)$ не пересекают горизонтальные прямые). Однако не стоит исключать возможность и превращения $\gamma \rightarrow \varepsilon + \alpha'$ при условии, что время жизни ε -фазы стремится к 0 (т.е. ε -фаза возникает и переходит в α' -фазу уже в процессе самой деформации).

Зависимость возникновения количества α' -мартенсита от степени деформации стали 10X16N13 представлена на рис. 5. Тенденция роста парамагнитной восприимчивости аустенита с увеличением степени деформации показана на рис. 6.

Как следует из рис. 3 и 6, характер зависимостей $\chi(K)$ для сталей соответственно 10X16N13 и 10X23N18 качественно отличается.

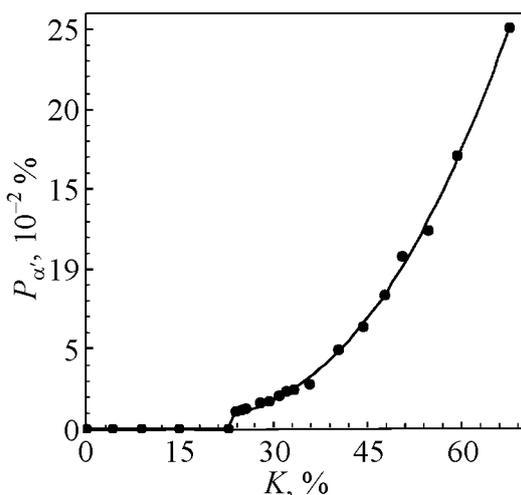


Рис. 5. Зависимость количества возникающего мартенсита деформации $P_{\alpha'}$ от относительной деформации сжатия K стали 10X16H13

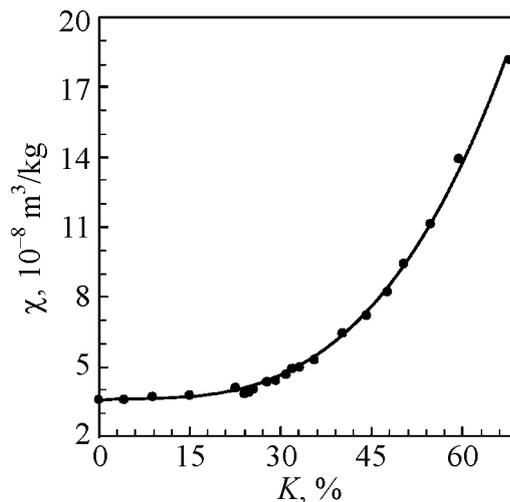


Рис. 6. Зависимость удельной магнитной восприимчивости χ ($H = 2.55 \cdot 10^5$ А/м) от относительной деформации сжатия K стали 10X16H13

Магнитометрические исследования стали 10X18H9 [8] выявили возникновение первой порции α' -мартенсита при степени деформации 3.19%. А при деформации 14.79% количество α' -мартенсита составляло уже $P_{\alpha'} = 67.4 \cdot 10^{-2}\%$. При этом не были зафиксированы зависимости $\chi(1/H)$, свидетельствующие о наличии ε -фазы (т.е. все наклонные линии не пересекали горизонтальные). Таким образом, при деформации этой стали имело место только превращение $\gamma \rightarrow \alpha'$. Возникновение α' -фазы уже при малых деформациях подтверждает, что данная сталь после закалки имеет крайне нестабильный аустенит.

Выводы

1. Согласно полученным результатам в хромоникелевых сталях при определенных давлениях аустенит может преобразовываться как в обычный α' -мартенсит, так и в предшествующий его появлению промежуточный ε -мартенсит, имеющий в соответствии с литературными данными плотноупакованную гексагональную структуру. Последний образуется скорее всего на дефектах упаковки с аналогичной решеткой в результате легкого расщепления элементарных дислокаций с вектором Бюргера $\mathbf{b} = \frac{a}{2}\langle 011 \rangle$ в плоскостях скольжения $\{111\}$ вследствие того, что такого рода дефекты (как и в случае с марганцовистыми сталями [6]) имеют низкую свободную энергию.

2. При малых содержаниях никеля общая энергия дефекта упаковки может оказаться более значительной, чем в случае «широкого» расщепления дислокаций [6], при котором площадь дефекта упаковки совпадает с площадью соответствующего сечения аустенитного зерна. Полученные экспери-

ментальные данные подтверждают установленный ранее факт [15], что в сталях с относительно высокой магнитной составляющей энергии дефектов упаковки в аустените мартенсит деформации образуется по схеме $\gamma \rightarrow \alpha'$, а в сплавах с низкой энергией дефектов упаковки – по схеме $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$.

3. При одноосном сжатии полностью аустенизированных образцов наблюдается рост парамагнитной восприимчивости аустенита, что связано, скорее всего, с изменением характера электронной структуры атомов под воздействием силовых факторов.

1. Л.И. Лысак, Б.И. Николин, Физические основы термической обработки стали, Техника, Киев (1975).
2. V. Hans-Joepen, Neue Hutte **15**, 234 (1970).
3. В.И. Лободюк, Ю.Н. Коваль, В.Г. Пушкин, ФММ **111**, 169 (2011).
4. М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер, Специальные стали, Metallurgia, Москва (1985).
5. В.Е. Ольшанецкий, Г.В. Снежной, Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении № 1, 15 (2012).
6. В.Е. Ольшанецкий, Г.В. Снежной, В.Н. Сажнев, Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении № 2, 8 (2012).
7. Г.В. Снежной, ФММ **111**, 599 (2011).
8. Г.В. Снежной, Фізика і хімія твердого тіла **12**, 748 (2011).
9. Г.В. Снежной, В.Г. Мищенко, В.Л. Снежной, Литье и металлургия № 3(52), 241 (2009).
10. Г.В. Снежной, Є.Л. Жавжаров, Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія – Радіотехніка. Радіоапаратуобудування № 49, 136 (2012).
11. Я.Д. Вишняков, Г.С. Файнштейн, Превращения в металлах с разной энергией дефектов упаковки, Metallurgia, Москва (1981).
12. G.V. Snizhnoi, M.S. Rasshchupkyna, Journal of Iron and Steel Research, International **19**, № 6, 42 (2012).
13. G.V. Snizhnoi, Materials Science **47**, 363 (2011).
14. И.Я. Дехтяр, Л.И. Лысак, Б.И. Николин, Р.Г. Федченко, ФММ **24**, 79 (1967).
15. В.М. Нетесов, П.А. Березняк, Л.С. Ожигов, В.В. Хандак, Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение № 6, 24 (2003).

V.E. Ol'shanetskiy, G.V. Snezhnoi

ABOUT THE FORMATION OF TWO TYPES OF MARTENSITE PHASES IN THE COURSE OF PLASTIC DEFORMATION OF AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STEEL

Austenitic steels are used as materials that operate at high pressures. Steels of different chemical composition have different degrees of stability of the austenite to martensite

transformation in the course of deformation. Using a sensitive magnetometer method accounting for magnetization of paramagnetic austenite, very low content of martensite deformation in volume percent were identified.

Studies on detection of the first portions of the martensite during plastic deformation of austenite allowed classification of the state of austenite in sample steels as follows: stabilized austenite (X10CrNi23-18), moderately unstable austenite (X10CrNi16-13) and highly unstable austenite (X10CrNi18-9). The schemes of pressure dependences of the specific free energy of austenite and intermediate martensite phases (ε - and α' -martensite) were offered. It was shown experimentally that austenite can be converted both to α' -martensite, and to intermediate ε -martensite which precedes the appearance of the ε -martensite shown experimentally.

The experimental data confirmed that in steels with a high stacking fault energy, deformation martensite is formed according to the scheme of $\gamma \rightarrow \alpha'$, and in alloys with low stacking fault energy, the scheme $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ is realized. The increase of the paramagnetic susceptibility of austenite is observed under uniaxial compression of totally austenized samples. This phenomenon is associated with changing of the electronic structure of atoms under pressure.

Keywords: stainless steel, austenite, ε -martensite, α' -martensite, magnetic susceptibility

Fig. 1. Schemes of changes of the specific free energy of austenite G_γ and intermediate martensitic phases G_ε and $G_{\alpha'}$ depending on the pressure p and the composition: a – stabilized austenite (steel X10CrNi23-18); b – highly unstable austenite (steel X10CrNi18-9); c – moderately unstable austenite (steel X10CrNi16-13)

Fig. 2. Dependence of $\chi(1/H)$ for different deformation of X10CrNi23-18 steel (a) and X10CrNi16-13 steel (b), %: a : 1 – 0, 2 – 1.17, 3 – 1.98, 4 – 2.34, 5 – 3.69, 6 – 4.59, 7 – 7.29, 8 – 8.10, 9 – 10.44, 10 – 13.59, 11 – 14.94, 12 – 15.48, 13 – 16.20, 14 – 17.64, 15 – 26.19, 16 – 30.24, 17 – 55.90; b : 1 – 0, 2 – 4.16, 3 – 8.85, 4 – 14.90, 5 – 22.69, 6 – 23.98, 7 – 24.74, 8 – 25.49, 9 – 27.76, 10 – 29.27, 11 – 30.86, 12 – 31.92, 13 – 33.06, 14 – 35.70, 15 – 40.24, 16 – 44.23, 17 – 47.66, 18 – 50.45, 19 – 54.69, 20 – 59.38, 21 – 67.7

Fig. 3. The specific magnetic susceptibility χ ($H = 2.55 \cdot 10^5$ A/m) vs the relative deformation of compression K of X10CrNi23-18 steel

Fig. 4. The resultant specific magnetic susceptibility χ_∞ (austenite and paraproduct) of X10CrNi16-13 steel vs the amount of martensite of deformation $P_{\alpha'}$

Fig. 5. The amount of martensite of deformation $P_{\alpha'}$ vs the relative deformation of compression K of X10CrNi16-13 1 steel

Fig. 6. The magnetic susceptibility χ ($H = 2.55 \cdot 10^5$ A/m) vs the relative deformation of compression K of X10CrNi16-13 steel