

Канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной<sup>1</sup>, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий<sup>1</sup>,  
д-р техн. наук С. В. Бобырь<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

<sup>2</sup> Институт черной металлургии им. Некрасова НАН Украины, г. Днепропетровск

## МАГНИТНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ТИПА 150Г7 ПРИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

*Исследованы магнитно-фазовые превращения в износостойких марганцовистых сталях типа 150Г7 при температурном воздействии с идентификацией фаз: стабилизированный аустенит, мартенсит деформации, феррито-карбидная смесь, превращение аустенита в феррито-карбидную смесь и обратное превращение. Выявлены участки магнитно-фазовых превращений на базе экспериментальной температурной зависимости магнитной восприимчивости.*

**Ключевые слова:** сталь, аустенит, феррит, деформация,  $\alpha'$ -мартенсит, магнитная восприимчивость.

### Введение

Для изготовления износостойких отливок широко используются сплавы системы Fe-C-Mn [1]. Одним из такого рода материалов являются стали типа 150Г7, которые после закалки имеют аустенитную структуру и специфические механические свойства.

В работе [2] было показано, что в качестве высокоточного индикатора структурных изменений может служить удельная магнитная восприимчивость, которая как высокочувствительная характеристика способна отражать особенности влияния температуры и давления, а также еще и химического состава (Mn, C, Ni и др.) на общее состояние и свойства аустенитной фазы.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование магнитно-фазовых превращений при температурных и деформационных воздействиях в марганцовистых сталях типа 150Г7.

### Материалы и методика эксперимента

Стали типа 150Г7 выплавляли в печи Таммана и охлаждали в интервале температур кристаллизации с достаточной высокой скоростью, предотвращающей перлитное превращение. Отливки представляли собой цилиндры диаметром 30 мм и высотой 60 мм. Химический состав сталей определяли согласно ГОСТ 27809-95. Аустенитизацию литых образцов осуществляли при темпе-

ратуре 1050 °С на протяжении 20 мин со последующей закалкой в воде. Химический состав исследуемых материалов представлен в таблице 1.

Структуру сплавов анализировали на микроскопах Neophot -2 и Axiovert 200M Mat при увеличениях 100–1000 крат. Фазовый состав образцов определяли рентгеноструктурным методом на установке ДРОН-4-07 в монохроматизированном  $\text{Cu K}_\alpha$ -излучении. Кинетику превращения аустенита в исследуемой стали (образцы размером 3×3×30 мм) в процессе охлаждения от температуры аустенитизации 900 °С изучали с помощью dilatометра АД-80. Определение удельной магнитной восприимчивости  $\chi$  производили на специально разработанной автоматизированной установке [3]. Низкое содержание ферромагнитной фазы  $P_\alpha$  в объемных процентах определяли чувствительным магнитометрическим методом [4], учитываяшем намагниченность парамагнитной аустенитной матрицы.

Медленную холодную пластическую одноосную деформацию сжатием (усадка) осуществляли на лабораторной установке. Степень остаточной деформации  $K$  рассчитывали с учетом толщин образцов до ( $d_0$ ) и после ( $d$ ) деформации  $K = (d_0 - d) / d_0 \cdot 100\%$ .

**Таблица 1** – Химический состав плавок исследуемых сталей типа 150Г7

№ плавки	Элемент, масс.%									
	C	Mn	Si	Cr	Al	P	S	Ni	Ta	Ti
1	1,5	6,97	0,81	0,53	-	0,15	0,024	0,34	-	0,08
2	1,44	7,05	0,82	0,11	0,0072	0,04	0,063	0,057	0,075	0,0011

## Результаты и их обсуждение

При нагревании образцов стали 150Г7 до температуры 900 °С в объеме происходит аустенизация с постепенным исчезновением выделений избыточного цементита. Последующая закалка в воде обеспечивала преимущественно аустенитную структуру этих сталей с небольшим количеством остаточных карбидных включений (рис. 1, а).

При охлаждении от температуры аустенизации 900 °С со скоростью охлаждения 0,25–0,5 °С/с фазово-структурные превращения происходили в интервале температур 560...500 °С. На дилатограмме не наблюдали резких изменений относительной длины образцов, ход дилатометрической кривой был фактически плавным, что свидетельствовало о недостаточной чувствительности дилатометрического метода к появлению новых фаз в малых количествах (до 1–2 %).

Была высказана гипотеза о наличии в этих участках выделений гексагональной  $\epsilon$ - фазы, которая может образовываться в высокомарганцевых сплавах [5]. Однако рентгеновский анализ эту гипотезу не подтвердил, поскольку фиксация таких малых количеств фаз является затруднительной. Следует также отметить, что дифракционный анализ не позволил установить и состав карбидных фаз из-за малого их количества в структуре стали.

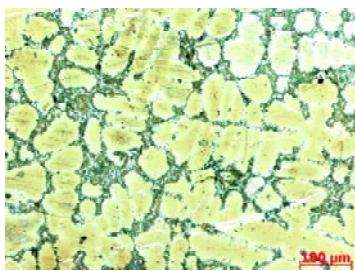
Структура стали 150Г7 (плавка 2) в исходном состоянии характеризуется наличием деформационных двойников в аустенитной матрице образца (рис. 1, б).

Образцы стали 150Г7 (плавка 1 и 2), вырезанные из середины отливок (сердцевины), были преимущественно аустенитными, однако содержали низкое количество ферромагнитной фазы, о наличии которой свидетельствует наклон прямых зависимостей удельной магнитной восприимчивости  $\chi$  от обратной величины маг-

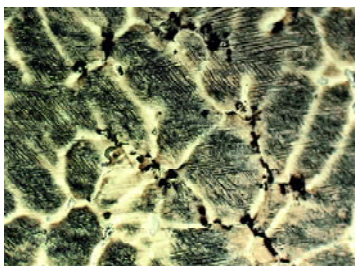
нитного поля  $H$  (рис. 2 а, б, прямые 1). Экстраполируя ( $H \rightarrow \infty$ ) эти прямые на ось  $\chi$ , находили значение результирующей удельной магнитной восприимчивости  $\chi_\infty$  ( $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$ , где  $\chi_0$  – магнитная восприимчивость парамагнитного аустенита, а  $\chi_p$  – магнитная восприимчивость парапроцесса феррофазы). Содержание ферромагнитной фазы  $P_\alpha$  образца стали 150Г7 (плавки 1, 2) до нагрева составило 0,069 и 0,07 % соответственно. Если идентифицировать эту фазу с карбидами, тогда их количество и составит эти количества соответственно. После температурного воздействия (нагрев до 900 °С и охлаждение со скоростью 0,5 °С/с) суммарное количество ферромагнитной  $\alpha$  - фазы и карбидов в стали 150Г7 (плавка 1) составило 0,865 %. (рис. 2, а, прямая 2). Образец стали 150Г7 (плавка 2) перед нагревом был подвергнут одноосной деформации сжатием ( $K = 24,27\%$ ), что привело к возникновению ферромагнитного  $\alpha'$  - мартенсита деформации  $P_{\alpha'} = 1,003\%$  (таблица 2).

На рис. 3 показана зависимость удельной магнитной восприимчивости  $\chi$  исходного образца (плавка 1) и деформированного (плавка 2) от температуры (нагрев и охлаждение со скоростью 0,5 °С/с) в присутствии магнитного поля  $H = 2,55 \cdot 10^5$  А/м. Как мы уже упоминали, перед нагреванием (т. е. в исходном состоянии) образец (плавка 1) содержал ферромагнитные карбиды в количестве  $P_c = 0,069\%$ . При таком количестве феррофазы магнитные моменты ферромагнитных карбидов и парамагнитного аустенита почти одинаковые. Поэтому результирующее значение  $\chi = \chi_A + \chi_C$  для аустенита и карбида от комнатной температуры до ~ 510 °С уменьшается от  $6,87 \cdot 10^{-8}$  до  $4,29 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Между 520 и 660 °С удельная магнитная восприимчивость растет почти в 25 раза ( $\chi_{\max} = 55,34 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг), а после 660 °С резко падает до  $2,20 \cdot 10^{-8}$  м<sup>3</sup>/кг. Авторы [6] для стали с другим химическим составом в % масс. 0,92 С; 5,97 Мн; 6,23 Сr; 0,004 S; 0,065 Р; 0,11 Nb; 0,01 Al; 0,01 Ni; 0,004 N объясняют появление высокотемпературного пика фазовым переходом аустенита в феррит с точкой Кюри 780 °С. Для нашей стали особенность, которую мы наблюдаем, количественно и качественно отличается. Значительное увеличение  $\chi$  (пик в районе 650 °С) можно объяснить распадом метастабильного аустенита по диффузионному механизму с образованием ферромагнитной  $\alpha$  - фазы с точкой Кюри ~730 °С.

При охлаждении от температуры аустенизации 870 °С со скоростью 0,5 °С/с наблюдается образование  $\alpha$  -фазы скорее всего в составе бейнита, для которого, согласно кривой 2, точка Кюри ~ 630 °С (см. рис. 3). При дальнейшем охлаждении перегиб  $\chi$  в районе ~200 °С указывает на магнитное фазовое превращение карбидов (фазовый переход второго рода), для которых, согласно кривой 2, точка Кюри приблизительно равна 220 °С.

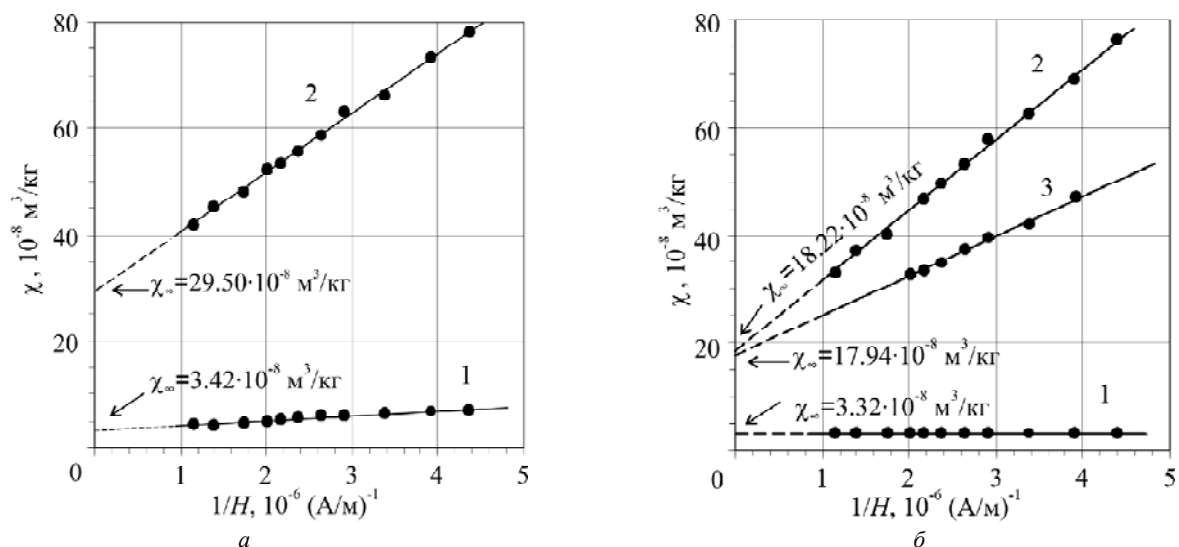


а



б

Рис. 1. Структура стали: а – плавка 1, б – плавка 2

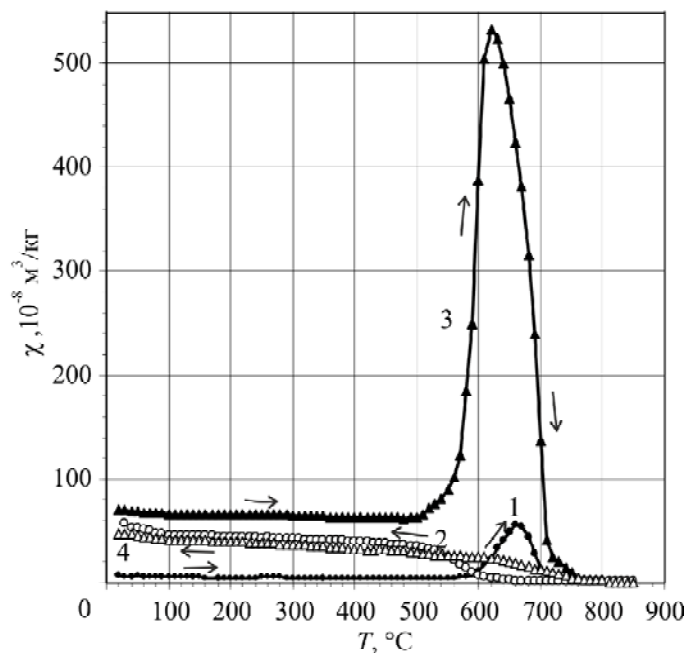


**Рис. 2.** Зависимость  $\chi(1/H)$  стали 150Г7 (плавка 1 и 2):

*a* – плавка 1: до (прямая 1) и после (прямая 2) нагрева образца до 900 °С; *б* – плавка 2: в исходном состоянии (прямая 1), в деформированном (одноосное сжатие 24,27 %) до (прямая 2) и после (прямая 3) нагрева образца до 900 °С

**Таблица 2** – Значения магнитных восприимчивостей и количеств феррофазы в зависимости от температурных и деформационных воздействий

№ плавки	$P_c, \%$	$\chi_\infty, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$K, \%$	$P_\alpha = P_{\alpha'} + P_c$		$P_c, \%$	$\chi_\infty, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$P_\alpha = P_{\alpha'} + P_c$		
				$P_{\alpha'}$	$P_{\alpha'}$			$P_{\alpha'}$	$P_{\alpha'}$	
	до нагрева					после нагрева				
1	0,069	3,42	0	0,069	0	0,865	29,50	0,865	0	
2	0,007	3,32	0	0,007	0					
2	0,007	18,2	24,27	1,010	1,003	0,565	17,9	0,565	0	



**Рис. 3.** Температурная зависимость удельной магнитной восприимчивости  $\chi$  стали 150Г7 (плавка 1 и 2):

кривая 1 и 2 – нагрев и охлаждение образца плавки 1, кривая 3 и 4 – нагрев деформированного (одноосное сжатие 24,27 %) и охлаждение образца плавки 2

Температурная зависимость удельной магнитной восприимчивости при нагревании и охлаждении со скоростью 0,5 °С/с указывает на два участка структурно-фазового превращения при нагревании (образование смеси феррита с карбидами в районе температур 550...650 °С) и охлаждении (возникновение бейнита при температурах ниже точки Кюри 630 °С).

#### Заключение

В марганцовистых сталях типа 150Г7 термическая обработка характеризуется наличием высокотемпературного (~ 620...650 °С) пика удельной магнитной восприимчивости. Менее интенсивный пик для стали 150Г7 (плавка 1), не подвергнутой предварительно холодной пластической деформации, свидетельствует о меньшей степени распада аустенита в феррит и карбиды в области двухфазового перехода, чему, по-видимому способствует то обстоятельство, что как марганец, так и особенно кремний сильно понижают парциальный химический потенциал углерода и таким образом не дают ему свободно перераспределяться в объеме материала. Последнее же необходимо для формирования дозародышевых центров ферритного класса (кластерных областей), содержащих преимущественно атомы железа. Обратный ход (последующее охлаждение) обусловлен влиянием остаточных дислокаций, на которых возникают ферромагнитные карбиды (за счет сегрегации углерода на этих дефектах), что также может влиять на процесс формирования ферритной фазы.

При аналогичной термической обработке стали 150Г7 (плавка 2), предварительно подвергнутой холодной пластической деформации, имеет место резкое ускорение перекристаллизации аустенита, которая свя-

зана прежде всего с образованием из-за распада мартенсита деформации значительного числа ферритных центров, выступающих в роли активных зародышей новой фазы при последующем распаде аустенита на феррито-карбидную смесь (вплоть до температуры аустенитной области).

#### Список литературы

1. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев – М. : Металлургия, 1973. – 296 с.
2. Снежной Г. В. О связи механических свойств высокомарганцевых сталей с парамагнитной удельной восприимчивостью аустенита / Г. В. Снежной, В. Е. Ольшанецкий // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2012. – № 2. – С. 25–29
3. Сніжної Г. В. Автоматизована установка для визначення магнетної сприйнятливості криць та столів / Г. В. Сніжної, Є. Л. Жавжаров // зб. наук. праць «Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія – Радіотехніка. Радіоапаратобудування. – 2012. – № 49. – С. 136–141.
4. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации  $\alpha'$ -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Снежной Г. В. Мищенко В. Г., Снежной В. Л. // Литье и металлургия. – 2009. – № 3(52). – С. 241–244.
5. Ольшанецкий В. Е. О закономерностях формирования мартенситных фаз в марганцовистом аустените при деформации сжатием / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2012. – № 2. – С. 8–14.
6. Putatunda S. Lawes Mechanical and magnetic properties of a new austenitic structural steel / S. Putatunda, S. Unni, G. Lawes // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 406. – P. 254–260.

Одержано 07.07.2014

#### Сніжної Г.В., Ольшанецький В.Ю., Бобур С.В. Магнітно-фазові перетворення в сталях типу 150Г7 при температурних і деформаційних впливах

*Досліджено магнітно-фазові перетворення у зносостійких марганцевистих сталях типу 150Г7 при температурному впливі з ідентифікацією фаз: стабілізований аустеніт, мартенсит деформації, ферито-карбідна суміш, перетворення аустеніту в ферито-карбідну суміш і зворотне перетворення. Виявлені ділянки магнітно-фазових перетворень на базі експериментальної температурної залежності магнітної сприйнятливості.*

**Ключові слова:** сталь, аустеніт, ферит, деформація,  $\alpha'$ -мартенсит, магнітна сприйнятливість.

#### Snezhnoi G., Olshanetskiy V., Bobur S. Magnetic phase transformations in steels of 150G7 type under temperature and deformation influence.

*Magnetic phase transitions in wear-resistant manganese steel of 150G7 type at temperature influence investigated. Stabilized austenite, martensite deformation, ferrite-carbide composition, transformation of austenite into ferrite-carbide composition and reconversion, identified. Intervals of magnetic phase transitions on the experimental temperature dependence of the magnetic susceptibility determined.*

**Key words:** steel, austenite, ferrite, deformation,  $\alpha'$ -martensite, magnetic susceptibility.