

PACS: 81.40.Pq, 64.60.Mu

Н.Б. Эфрос<sup>1</sup>, Л.В. Лоладзе<sup>1</sup>, С.Б. Эфрос<sup>2</sup>, Л.Г. Коршунов<sup>2</sup>, Б.М. Эфрос<sup>1</sup>

## ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ СПЛАВОВ

<sup>1</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины  
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

<sup>2</sup>Институт физики металлов УрО РАН  
ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620041, Россия

*Исследовано влияние  $\epsilon$ -мартенсита на трибологические свойства хромоманганцевых аустенитных сплавов. Показано, что  $\epsilon$ -фаза в хромоманганцевых метастабильных сплавах характеризуется большей способностью к упрочнению в условиях трения и абразивной износостойкостью, чем  $\epsilon$ -фаза в железоманганцевом сплаве типа Г20.*

**Ключевые слова:** хромоманганцевые аустенитные сплавы, поверхностный слой с нанокристаллической структурой, интенсивность адгезионного изнашивания, абразивная износостойкость

Известно, что фрикционное воздействие может приводить к образованию нанокристаллических структур (НКС) в поверхностном слое различных металлических материалов [1]. Формирование НКС обусловлено интенсивной пластической деформацией материала, которая осуществляется по ротационному механизму.

Ранее было показано, что как присутствие  $\epsilon$ -мартенсита в структуре железоманганцевых сплавов, так и их легирование азотом являются причиной значительного снижения коэффициента трения и интенсивности адгезионного изнашивания данных сплавов [1,2]. Поскольку  $\epsilon$ -мартенсит (как и атомы азота) присутствует и в хромоманганцевых метастабильных, и стабильных аустенитных сплавах, представляет определенный научный и практический интерес вопрос влияния данных факторов на трибологические свойства технически важных материалов.

### Материалы и методика исследования

Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1. Параллельно с хромоманганцевыми аустенитными сплавами испытывали железоманганцевый сплав Г20, содержащий в структуре кроме аустенита ~ 45%  $\epsilon$ -мартенсита, и нержавеющей сплав 12Х18Н9, метастабильный к  $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситному

Таблица 1

## Химический состав исследованных сплавов

Сплав	Содержание элементов, mass%					
	C	Mn	Cr	Si	Ni	Ti
03Г16Х11Н	0.02	16.2	11.5	0.3	0.7	0.06
20Г20Х7Т	0.20	20.4	7.4	0.3	–	0.40
30Г17Х10Т1	0.30	17.2	9.7	0.3	–	1.40
40Г20Х11Т2	0.40	19.6	10.9	0.2	–	1.90
Г20	0.03	20.4	–	0.3	–	–
12Х18Н9	0.12	–	17.6	0.3	9.1	0.3
40Х25Н20	0.42	–	25.8	0.3	20.1	–

превращению при пластической деформации, а также нержавеющей аустенитный стабильный сплав 40Х25Н20. Слитки всех сплавов гомогенизировали при 1100°C в течение 8 h и ковали в прутки сечением 10 × 10 mm с последующей закалкой от 1100°C в воде. Из прутков после термообработки изготавливали образцы для трибологических и структурных исследований.

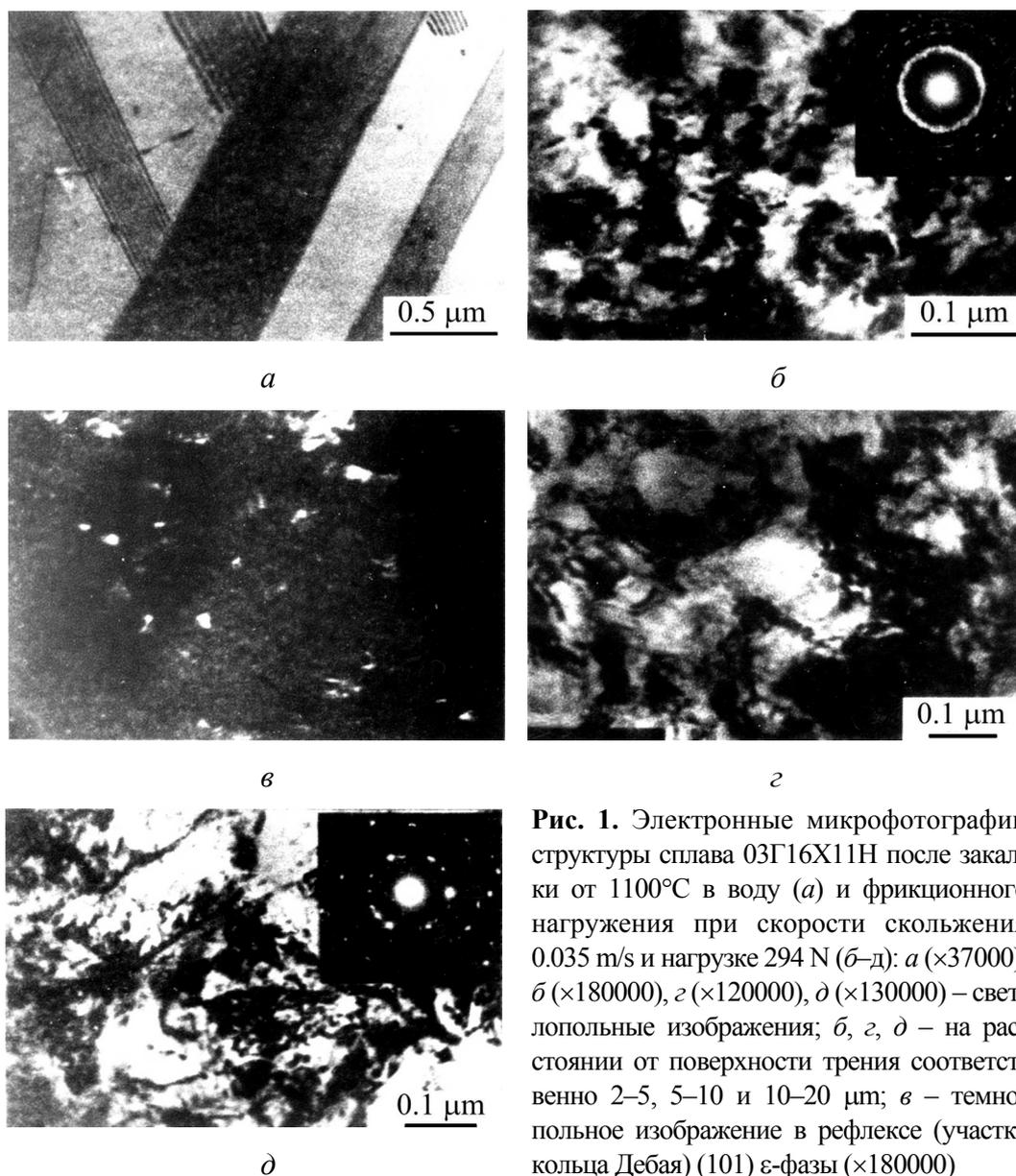
Трибологические испытания сплав-стали и сплав-абразива проводили на лабораторных установках в условиях трения скольжения. Адгезионное изнашивание осуществляли по схеме палец–пластина (сталь 45) без смазки при средней скорости скольжения 0.035 m/s и нагрузке 294 N. В данных условиях трения объемная средняя температура в поверхностном слое не превышала 40°C.

Структуру сплавов исследовали металлографическим, рентгеноструктурным и электронно-микроскопическим методами [3,4].

## Результаты исследования и обсуждение

После закалки структура сплава 03Г16Х11Н состояла из аустенита и некоторого количества (до 15%)  $\epsilon$ -мартенсита (рис. 1,а). В аустените присутствуют дефекты упаковки, что связано с низкой энергией дефектов упаковки матрицы сплава. Воздействие трения приводит к формированию в поверхностном слое сплава (толщиной  $\leq 10 \mu\text{m}$ ) НКС, состоящей в основном из кристаллитов  $\epsilon$ -фазы размером 10–100 nm (рис. 1,б,в). Кроме  $\epsilon$ -мартенсита, НКС содержит небольшое количество аустенита. С увеличением расстояния от поверхности трения до  $\sim 10 \mu\text{m}$  размеры фрагментов НКС сплава 03Г16Х11Н существенно возрастают (рис. 1,г), что обусловлено уменьшением интенсивности пластической деформации по глубине активного слоя образца. На расстоянии 10–20  $\mu\text{m}$  от поверхности трения кристаллиты  $\epsilon$ -фазы становятся еще больше и уже имеют вид деформированных пластин (рис. 1,д).

В табл. 2 приведены результаты испытаний исследованных аустенитных сплавов на адгезионное и абразивное изнашивание. В условиях сухого трения скольжения образцов изученных сплавов по стали 45 наиболее интенсивное адгезионное изнашивание ( $Ih = 5 \cdot 10^{-6}$ ) и максимальный коэффициент



**Рис. 1.** Электронные микрофотографии структуры сплава 03Г16Х11Н после закалки от 1100°C в воду (а) и фрикционного нагружения при скорости скольжения 0.035 м/с и нагрузке 294 Н (б–д): а (×37000), б (×180000), с (×120000), д (×130000) – светлопольные изображения; б, с, д – на расстоянии от поверхности трения соответственно 2–5, 5–10 и 10–20 μм; е – темнопольное изображение в рефлексе (участке кольца Дебая) (101) ε-фазы (×180000)

трения ( $K = 0.42$ ) наблюдаются у стабильного аустенитного сплава 40Х25Н20. У метастабильного аустенитного сплава 12Х18Н9 сопротивление адгезионному изнашиванию в 5 раз выше, чем у сплава 40Х25Н20. Однако по своим трибологическим параметрам ( $Ih$ ,  $K$ ) сплав 12Х18Н9 существенно уступает хромомарганцевым аустенитным сплавам и сплаву Г20 (табл. 2). Из данных табл. 2 видно, что хромомарганцевый аустенитный сплав 03Г16Х11Н и сплав Г20 характеризуются близкими малыми значениями интенсивности адгезионного изнашивания и коэффициента трения. Рентгеноструктурный анализ показал, что на поверхности трения данных материалов формируется ε-мартенсит, который способствует значительно более высоким трибологическим свойствам, чем у метастабильного аустенитного сплава 12Х18Н9. Так, например, у сплава 03Г16Х11Н величина  $K$  в 1.6 раза, а величина  $Ih$

почти в 3 раза выше, чем у сплава 12X18Н9, который имеет более высокий уровень микротвердости на поверхности трения вследствие образования в слое толщиной 5  $\mu\text{m}$  до 90%  $\alpha$ -мартенсита (табл. 2). Наличие в продуктах изнашивания сплава 03Г16Х11Н значительного количества  $\alpha$ -мартенсита свидетельствует о протекании в сплаве мартенситного  $\varepsilon \rightarrow \alpha$ -превращения, которое, по-видимому, реализуется на стадии разрушения поверхности и отделения частиц износа. Однако интенсивность протекания данного превращения в сплаве 03Г16Х11Н заметно ниже, чем в сплаве Г20.

Таблица 2

**Интенсивность адгезионного изнашивания  $Ih$ , коэффициент трения  $K$ , микротвердость  $H$ , абразивная износостойкость  $\varepsilon$  и количество  $\varepsilon$ - и  $\alpha$ -мартенсита в исследованных сплавах**

Сплав	$Ih \times 10^7$	$K$	$\varepsilon$	$H$ , МПа		Количество мартенсита после трения	
				закалка	трение	слой $\sim 5 \mu\text{m}$	продукты изнашивания
03Г16Х11Н	3.5	0.25	1.7	2600	6230	90% $\varepsilon$	80% $\varepsilon$ + 20% $\alpha$
20Г20Х7Т	4.0	0.30	1.8	2800	6770	75% $\varepsilon$	70% $\varepsilon$ + 20% $\alpha$
30Г17Х10Т1	4.1	0.27	1.8	3260	6550	90% $\varepsilon$	75% $\varepsilon$ + 20% $\alpha$
40Г20Х11Т2	3.2	0.35	1.8	3700	6770	60% $\varepsilon$ + 10% $\alpha$	40% $\varepsilon$ + 40% $\alpha$
Г20	3.1	0.28	1.5	3300	5500	90% $\varepsilon$	> 90% $\alpha$
12Х18Н9	10.0	0.40	1.9	1600	7100	90% $\alpha$	> 90% $\alpha$
40Х25Н20	50.0	0.42	1.5	2100	6200	–	–

Таким образом, образующийся в сплаве 03Г16Х11Н  $\varepsilon$ -мартенсит по характеру своего влияния на трибологические свойства не отличается от  $\varepsilon$ -мартенсита в сплаве Г20. Однако следует отметить, что микротвердость  $\varepsilon$ -мартенсита, образующегося на поверхности трения сплава 03Г16Х11Н, заметно выше микротвердости  $\varepsilon$ -мартенсита, образующегося в сплаве Г20 при рассматриваемых условиях нагружения (табл. 2). Этот факт можно объяснить положительным влиянием хрома на способность  $\varepsilon$ -мартенсита к деформационному упрочнению.

Из данных табл. 2 видно, что исследованные хромомарганцевые сплавы характеризуются примерно одинаковым уровнем абразивной износостойкости ( $\varepsilon = 1.7\text{--}1.8$ ), который заметно выше уровня износостойкости сплава Г20 и стабильного аустенитного сплава 40Х25Н20 ( $\varepsilon = 1.5$ ), но несколько ниже, чем в сплаве 12Х18Н9 ( $\varepsilon = 1.9$ ). Положительным влиянием хрома на прочностные свойства  $\varepsilon$ -мартенсита можно, по-видимому, объяснить более высокую абразивную износостойкость сплава 03Г16Х11Н по сравнению со сплавом Г20 (табл. 2). Однако в общем случае влияние  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращения на абразивную износостойкость метастабильного аустенита относительно невелико в сравнении с влиянием данного превращения на параметры адгезионного изнашивания исследованных сплавов.

### Висновки

На поверхні тертя хромомарганцевих аустенітних сплавів, метастабільних к  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -мартенітному превращенню, формується нанокристалічна структура  $\epsilon$ -мартеніта, кристали якого мають розміри 10–100 nm.

Образуючийся в хромомарганцевих аустенітних сплавах  $\epsilon$ -мартеніт по своєму впливу на трибологічні властивості подібен  $\epsilon$ -мартеніту в залізомарганцевих сплавах. Данна мартенітна фаза обумовлює помітно менший коефіцієнт тертя і більше опір адгезійно-ізнашувальній по порівнянню з хромонікелевими стабільним аустенітним сплавом 40X25H20 і аустенітним сплавом 12X18H9, метастабільним к  $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенітному превращенню при терті.

Крім того,  $\epsilon$ -мартеніт в хромомарганцевих аустенітних сплавах характеризується великими величинами абразивної зносостійкості і деформаційного упрочнення при изнашуванні, ніж  $\epsilon$ -мартеніт в залізомарганцевих.

1. Л.Г. Коршунов, Б.М. Ефрос, Н.Л. Черненко, Ю.Н. Гойхенберг, ФТВД **11**, № 1, 75 (2001).
2. N. Efros, L. Korshunov, B. Efros, N. Chernenko, Nanostructured materials by high pressure severe plastic deformation, Y. Zhu, V. Varyukhin (eds.), **212**, 271 (2006).
3. Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.И. Иванов, Л.Н. Расторгуев, Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия, Металлургия, Москва (1982).
4. Н.Б. Эфрос, Л.В. Лоладзе, Т.П. Заика, Н.В. Шишкова, В.С. Тютенко, Б.М. Эфрос, В.Н. Варюхин, ФТВД **17**, № 1, 141 (2007).

*Н.Б. Ефрос, Л.В. Лоладзе, С.Б. Ефрос, Л.Г. Коршунов, Б.М. Ефрос*

### Трибологічні властивості нанокристалічних хромомарганцевих сплавів

Досліджено вплив ГПУ  $\epsilon$ -мартеніту на трибологічні властивості хромомарганцевих аустенітних сплавів. Показано, що  $\epsilon$ -фаза в хромомарганцевих метастабільних сплавах характеризується більшою здатністю до зміцнення в умовах тертя та абразивною зносостійкістю, ніж  $\epsilon$ -фаза в залізомарганцевому сплаві типу Г20.

**Ключові слова:** хромомарганцеві аустенітні сплави, поверхневий шар з нанокристалічною структурою, інтенсивність адгезійного зношування, абразивна зносостійкість

*N.B. Efros, L.V. Loladze, S.B. Efros, L.G. Korshunov, B.M. Efros*

## TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF NANOCRYSTALLINE CHROMIUM-MANGANESE ALLOYS

The influence of  $\varepsilon$ -martensite on tribological properties of chromium-manganese austenitic alloys has been studied. It is shown that in the chromium-manganese metastable alloys the  $\varepsilon$ -phase is characterized by a better ability to hardening under friction and abrasive wear resistance as compared to  $\varepsilon$ -phase in the iron-manganese alloy of the  $\Gamma 20$  type.

**Keywords:** chromium-manganese austenitic alloys, surface layer of nanocrystalline structure, adhesive-wear intensity, abrasive wear resistance

**Fig. 1.** Electron microphotographs of the structure of 03Г16Х11Н alloy after water quenching from 1100°C (*a*) and friction loading at a sliding velocity of 0.035 m/s and a load of 294 N ( $\sigma$ – $\delta$ ): *a* ( $\times 37000$ ),  $\bar{\sigma}$  ( $\times 180000$ ),  $\bar{z}$  ( $\times 120000$ ),  $\bar{\delta}$  ( $\times 130000$ ) – light-field images;  $\bar{\sigma}$ ,  $\bar{z}$ ,  $\bar{\delta}$  – at a distance of 2–5, 5–10 and 10–20  $\mu\text{m}$  from friction surface;  $\bar{\sigma}$  – dark-field image in reflex (section of Debye ring) (101) of  $\varepsilon$ -phase ( $\times 180000$ )