



**Received:** 02.09.2019  
**Revised:** 23.10.2019  
**Accepted:** 25.10.2019  
**DOI:** 10.17804/2410-9908.2019.5.048-059

## EFFECT OF $\gamma \rightarrow \varepsilon$ MARTENSITIC TRANSFORMATION ON THE TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF CHROMIUM–MANGANESE AUSTENITIC STEELS

L. G. Korshunov<sup>a)\*</sup> and N. L. Chernenko<sup>b)</sup>

*M. N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,  
18 S. Kovalevskoi St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation*

<sup>a)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1829-5658>  korshunov@imp.uran.ru;

<sup>b)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5666-3247>  chernenko@imp.uran.ru

\*Corresponding author. E-mail: korshunov@imp.uran.ru

Address for correspondence: 18 S. Kovalevskoi St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation  
Tel.: +7 (343) 378 37 38; fax: +7 (343) 374 52 44

The paper studies the effect of  $\varepsilon$  (hcp) martensite on the structure and tribological properties of chromium-manganese metastable austenitic steels. The effect of TiC carbide particles on the friction coefficient and wear resistance of Cr–Mn austenitic steels is considered. Structural transformations occurring in the surface layers of the steel in the course of frictional processing are studied via methods of metallography, X-ray diffraction and electron microscopy analysis. It has been found that the formation of nanocrystalline hcp martensite in the steels under study decreases considerably their friction coefficient and increases their resistance to adhesive wear in comparison with the cases of the 40Kh25N20 stable austenitic stainless steel and the 12Kh18N9 austenitic stainless steel, the latter being metastable to  $\gamma \rightarrow \alpha$  martensitic transformation. The presence of 1–4.5 wt % of TiC carbide particles in the structure of the steels increases the friction coefficient of the materials and decreased their wear resistance. The  $\varepsilon$  phase in chromium-manganese austenitic steels is more capable of strain-induced hardening under friction than the  $\varepsilon$  phase in iron-manganese alloys. Accumulation of fine TiC particles of in the surface layer of the titanium-alloyed chromium-manganese austenitic steels has been detected.

**Keywords:** chromium-manganese metastable austenitic steels, friction effect,  $\varepsilon$  (hcp) martensite.

### Acknowledgment

*The work was performed under the state assignment on the theme Structure, No. AAAA-A18-118020190116-6, and project 18-10-2-39 of the UB RAS Complex Program; we used the equipment installed at the Testing Center of Nanotechnologies and Advanced Materials collective use center affiliated to IMP UB RAS.*

### References

1. Korshunov L.G., Chernenko N.L. Structural transformations during friction and the wear resistance of alloys of the Fe–Mn system containing  $\varepsilon$ -martensite. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1987, vol. 63, no. 2, pp. 319–328. (In Russian).
2. Korshunov L.G. Structural transformations during friction and the wear resistance of austenitic steel. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1992, no. 8, pp. 3–21. (In Russian).
3. Buckley Donald H. *Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear, and Lubrication*. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam–Oxford–New York, 1981.
4. Antony K.C. Wear-resistant cobalt-base alloys. *Journal of Metals*, 1983, vol. 35, no. 2, pp. 52–60. DOI: 10.1007/BF03338205.

5. Makarov A.V., Skorynina P.A., Volkova E.G., Osintseva A.L. Effect of Heating on the Structure, Phase Composition, and Micromechanical Properties of the Metastable Austenitic Steel Strengthened by Nanostructuring Frictional Treatment. *Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 12, pp. 1196–1203. DOI: 10.1134/S0015323018120112.
6. Saltykov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya [Stereometric Metallography]*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 271 p. (In Russian).
7. Moiseev V.F. The composition of steel and the percentage of carbide phase Steel composition and amount of carbide phase. *Metal Science and Heat Treatment*, 1970, vol. 12, no. 8, pp. 700–702. DOI: 10.1007/BF00654801.
8. Makarov A.V., Korshunov L.G., Osintseva A.L. Effect of tempering and friction heating on wear resistance of steel U8 hardened by laser. *Friction and Wear*, 1991, vol. 12, no. 5, pp. 870–878. (In Russian).
9. Bogachev I.N. and Egolaev V.F. *Struktura i svoistva zhelezomargantsevykh splavov [The Structure and Properties of Ferrum-Manganese Alloys]*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973, 295 p. (In Russian).
10. Korshunov L.G., Sagaradze V.V., Chernenko N.L., Pecherkin N.L., Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu., Kharkov O.A. Structure and tribological properties of nitrogen-containing stainless austenitic steels. *Scientific and technical journal "Voprosy Materialovedeniya"*, 2012, no. 3 (71), pp. 136–145. (In Russian).
11. Korshunov L.G., Makarov A.V., Chernenko N.L. Nanocrystalline friction structures in steels and alloys, their mechanical and tribological properties. In: *Razvitie idey akademika V.D. Sadovskogo [Developing the Ideas of Academician V.D. Sadovsky]*. Ekaterinburg, Institute of Metal Physics, UB RAS Publ., 2008, 409 p. (In Russian).
12. Heilmann P., Clark W.A., Rigney D.A. Orientation determination of subsurface cells generated by sliding. *Acta Metallurgica*, 1983, vol. 31, no. 8, pp. 1293–1305. DOI: 10.1016/0001-6160(83)90191-8.
13. Golego, N.L. *Skhvatyvanie v mashinakh i metody ego ustraneniya [Grip in Machines and Methods of its Removal]*. Kiev, Tekhnika Publ., 1965.
14. Korshunov L.G., Sagaradze V.V., Tereshhenko N.A., Chernenko N.L. Influence of epsilon-martensite on friction and wear off of high-manganese alloys. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1983, vol. 55, no. 2, pp. 341–348. (In Russian).

Подана в журнал: 02.09.2019

УДК 669.15-194.56

DOI: 10.17804/2410-9908.2019.5.048-059

## ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОГО $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Л. Г. Коршунов<sup>а)\*</sup>, Н. Л. Черненко<sup>б)</sup>

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,  
ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Российская Федерация*

<sup>а)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1829-5658>  korshunov@imp.uran.ru;

<sup>б)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5666-3247>  chernenko@imp.uran.ru

\*Ответственный автор. Электронная почта: korshunov@imp.uran.ru

Адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Российская Федерация

Тел.: +7 (343) 378 37 38; факс: +7 (343) 374 52 44

Изучено влияние  $\varepsilon$ (ГПУ)-мартенсита на структуру и трибологические свойства хромоманганцевых метастабильных аустенитных сталей. Рассмотрено влияние карбидных частиц TiC на сопротивление изнашиванию и коэффициент трения хромоманганцевых аустенитных сталей. Методами металлографии, рентгеновского и электронно-микроскопического анализа изучены структурные превращения, происходящие в поверхностных слоях сталей при фрикционном воздействии. Установлено, что образование в исследуемых сталях нанокристаллического ГПУ-мартенсита обеспечивает им значительно меньший коэффициент трения и большее сопротивление адгезионному изнашиванию по сравнению с нержавеющей стабильной аустенитной сталью 40X25H20 и метастабильной к  $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситному превращению аустенитной сталью 12X18H9. Присутствие в структуре исследуемых сталей карбидных частиц TiC в количестве 1,0–4,5 об. % повышает коэффициент трения и снижает сопротивление изнашиванию данных материалов. Эпсилон-фаза хромоманганцевых аустенитных сталей обладает большей способностью к деформационному упрочнению при трении, чем  $\varepsilon$ -фаза железоманганцевых сплавов. Обнаружено накопление дисперсных карбидных частиц TiC в поверхностном слое хромоманганцевых аустенитных сталей, легированных титаном.

**Ключевые слова:** хромоманганцевые метастабильные аустенитные стали, фрикционное воздействие,  $\varepsilon$ (ГПУ)-мартенсит.

### 1. Введение

Показано ранее, что присутствие  $\varepsilon$ -мартенсита в структуре железоманганцевых сплавов с 15–36 мас. % марганца обуславливает значительное снижение коэффициента трения и интенсивности адгезионного изнашивания данных материалов [1]. Этот эффект имел место в условиях трения скольжения при температуре в поверхностных слоях сплавов не выше 100 °С, когда  $\varepsilon$ -фаза сохраняла стабильность [2]. Положительное влияние  $\varepsilon$ -мартенсита на трибологические свойства железоманганцевых сплавов обусловлено наличием у рассматриваемой фазы ГПУ кристаллической решетки, изоморфной  $\alpha$ -кобальту. Развитие базисного скольжения в кристаллах  $\varepsilon$ -фазы при деформации обеспечивает железоманганцевым сплавам низкий коэффициент трения и повышенное сопротивление адгезионному изнашиванию подобно тому, как это наблюдается у ряда других ГПУ-металлов (Co, La) и их сплавов [3, 4]. Поскольку  $\varepsilon$ -фаза присутствует также в структуре сплавов системы Fe-Cr-Mn и в хромоманганцевых метастабильных аустенитных сталях, то существенный научный и практический

интерес представляет вопрос влияния  $\varepsilon$ (ГПУ)-мартенсита на трибологические свойства данных технически важных материалов, обладающих высоким комплексом физико-механических свойств [5]. В литературе указанный вопрос не получил достаточного внимания. В настоящей работе исследуется влияние мартенситного  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращения на микроструктуру поверхностного слоя, износостойкость и коэффициент трения хромомарганцевых аустенитных сталей, содержащих 16–20 мас. % марганца и 7–11 мас. % хрома. Анализируется также влияние частиц высокопрочной карбидной фазы TiC на поведение рассматриваемых аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии.

## 2. Материал и методика

Химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 1. Параллельно с хромомарганцевыми аустенитными сталями испытывали железомарганцевый сплав Г21, содержащий в структуре до 35 об. %  $\varepsilon$ -мартенсита, а также промышленную нержавеющую сталь 12X18Н9, метастабильную к  $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситному превращению при пластической деформации, и нержавеющую аустенитную стабильную сталь 40X25Н20. Хромомарганцевые стали и сталь 40X25Н20 выплавляли на воздухе в индукционной электропечи емкостью 10 кг. Сплав Г21 выплавляли в вакуумной электропечи емкостью 10 кг. Слитки всех сталей гомогенизировали при 1100 °С в течение 8 ч и ковали в прутки сечением 10×10 мм<sup>2</sup>. Прутки всех сталей закачивали от 1100 °С в воде. Из термообработанных прутков сталей изготавливали образцы для трибологических и структурных исследований размером 7×7×20 мм. После закалки структура стали 02Г16Х11Н состояла из аустенита и заметного количества (до 15 об. %)  $\varepsilon$ -фазы у остальных хромомарганцевых аустенитных сталей, кроме аустенита, в структуре присутствовали карбидные частицы TiC. В сталях 20Г20Х7Т, 30Г17Х10Т1 и 40Г19Х11Т2 присутствовали около 1,0; 3,0 и 4,5 об. % TiC. Количество карбидной фазы в сталях определяли методом стереометрического микроанализа (точечный метод) [6], а также по методике, описанной в работе [7]. Результаты, полученные по указанным методикам, затем усредняли. Средний размер частиц TiC составлял около 3 мкм.

Таблица 1 – Химический состав сталей\*

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti
02Г16Х11Н	0,02	16,40	0,27	11,40	0,70	0,06
20Г20Х7Т	0,25	20,50	0,31	7,50	–	0,36
30Г17Х10Т1	0,27	17,50	0,30	9,80	–	1,37
40Г19Х11Т2	0,42	19,20	0,25	10,80	–	1,88
Г21	0,03	20,80	0,25	–	–	–
12Х18Н9	0,12	–	0,32	17,50	9,20	0,30
40Х25Н20	0,44	–	0,30	26,0	20,0	–

\*Содержание серы и фосфора во всех сталях не превышало 0,025 мас. %.

Трибологические испытания сталей проводили на лабораторных установках в условиях трения скольжения пар сталь–абразив и сталь–сталь. Испытания на абразивное изнашивание осуществляли при скольжении (возвратно-поступательное движение) образцов (7×7×20 мм) по закрепленному абразиву – шлифовальной бумаге 14А16НМ (электрокорунд зернистостью 160 мкм) в соответствии с методикой, описанной в работе [7]. Абразивную относительную износостойкость материалов  $\varepsilon$  определяли как отношение потери массы эта-

лона – образца армко-железа  $\Delta M_s$ , к потере массы образца испытываемой стали  $\Delta M_m$ :  $\varepsilon = \Delta M_s / \Delta M_m$ . Относительную износостойкость сталей устанавливали по результатам 2–4 параллельных испытаний. Испытания пар сталь–сталь проводили на воздухе по схемам палец (образец) – пластина (сталь 45, HRC = 50) и палец–диск (сталь X12M, HRC = 63–65). Методика данных испытаний описана в работах [1, 8]. Интенсивность изнашивания образцов сталей  $Ih$  определяли по формуле:  $Ih = \frac{\Delta M}{\rho LS}$ , где  $\Delta M_s$  – потери массы образца, г;  $\rho$  – плотность материала образца, г/см<sup>3</sup>;  $L$  – путь трения, см;  $S$  – геометрическая площадь контакта, см<sup>2</sup>. В процессе испытания измеряли силу трения и среднюю объемную температуру в поверхностном слое образца толщиной 0,5 мм. Структуру сталей исследовали металлографическим, рентгеновским и электронно-микроскопическим методами [1, 2].

### 3. Результаты и обсуждение

Результаты испытаний аустенитных сталей на абразивное и адгезионное изнашивание приведены в табл. 2. Видно, что при испытаниях по закрепленному абразиву исследуемые хромомарганцевые стали характеризуются приблизительно одинаковым уровнем абразивной износостойкости ( $\varepsilon = 1,7–1,8$ ), который превышает уровень износостойкости сплава Г21 и стабильной аустенитной стали 40X25H20 ( $\varepsilon = 1,5$ ), но несколько ниже такового стали 12X18H9 ( $\varepsilon = 1,9$ ). Наличие в структуре сталей 20Г20Х7Т, 30Г17Х10Т1 и 40Г19Х11Т2 1,0; 3,0 и 4,5 об. % высокопрочной карбидной фазы TiC существенно повышает исходную микротвердость данных сталей, но почти не влияет на их абразивную износостойкость.

Таблица 2 – Абразивная износостойкость  $\varepsilon$ , интенсивность адгезионного изнашивания  $Ih$ , коэффициент трения  $K$ , микротвердость  $H$  и количество мартенсита ( $\varepsilon$ ,  $\alpha$ ) в аустенитных сталях

Марка стали	$\varepsilon$	$Ih \times 10^7$	$K$	$H$ , МПа		Количество мартенсита в сталях после трения, об. %	
				Закалка	Трение	Слой ~5 мкм	Продукты изнашивания
02Г16Х11Н	1,7	3,5	0,25	2600	6230	90 % $\varepsilon$	80 % $\varepsilon$ + 20 % $\alpha$
20Г20Х7Т	1,8	4,0	0,30	2800	6770	75 % $\varepsilon$	70 % $\varepsilon$ + 20 % $\alpha$
30Г17Х10Т1	1,8	4,1	0,27	3260	6550	90 % $\varepsilon$	75 % $\varepsilon$ + 20 % $\alpha$
40Г19Х11Т2	1,8	3,2	0,35	3700	6770	60 % $\varepsilon$ + 10 % $\alpha$	40 % $\varepsilon$ + 40 % $\alpha$
Г21	1,5	3,1	0,28	3300	5500	90 % $\varepsilon$	>90 % $\alpha$
12Х18Н9	1,9	10,0	0,40	1600	7100	90 % $\alpha$	>90 % $\alpha$
40Х25Н20	1,5	50,0	0,42	2100	6200	–	–

Испытания в условиях сухого трения скольжения осуществляли по схеме палец–пластина (сталь 45) без смазки при средней скорости скольжения 0,07 м/с и нагрузке 294 Н. В этих условиях трения средняя объемная температура в поверхностном слое образцов не превышала 50 °С. Из табл. 2 видно, что наиболее интенсивное адгезионное изнашивание ( $Ih = 5 \times 10^{-6}$ ) и максимальный коэффициент трения ( $K = 0,42$ ) наблюдается у стабильной аустенитной стали 40X25H20. У метастабильной аустенитной стали 12X18H9 сопротивление адгезионному изнашиванию в 5 раз выше, чем у стали 40X25H20. Однако по своим трибологическим параметрам ( $K$ ,  $Ih$ ) сталь 12X18H9 существенно уступает хромомарганцевым метастабильным аустенитным сталям и сплаву Г21 (см. табл. 2). Хромомарганцевая аустенитная сталь 02Г16Х11Н и сплав Г21 характеризуются близкими малыми значениями коэффициента трения и интенсивности адгезионного изнашивания. Рентгеновский фазовый

анализ показал, что на поверхности трения данных материалов формируется структура (ГПУ)-фазы, которая обеспечивает рассматриваемым материалам значительно более высокие трибологические свойства, чем у метастабильной аустенитной стали 12X18H9. Так, у стали 02Г16Х11Н коэффициент трения в 1,6 раза, а интенсивность изнашивания почти в 3 раза ниже, чем у стали 12X18H9, которая имеет более высокий уровень микротвердости на поверхности трения вследствие образования до 90 % (в слое толщиной 5 мкм)  $\alpha$ -мартенсита деформации (табл. 2). Наличие в продуктах изнашивания стали 02Г16Х11Н значительного количества  $\alpha$ -фазы свидетельствует о протекании в стали мартенситного  $\varepsilon \rightarrow \alpha$ -превращения, которое реализуется на стадии разрушения поверхности и отделения частиц износа [1]. Однако интенсивность протекания мартенситного  $\varepsilon \rightarrow \alpha$ -превращения в стали 02Г16Х11Н в данном случае значительно ниже, чем в железомарганцевом сплаве Г21 (табл. 2). Таким образом, согласно данным табл. 2 образующаяся в хромомарганцевой аустенитной стали 02Г16Х11Н  $\varepsilon$ -фаза по характеру своего влияния на трибологические свойства стали не отличается от  $\varepsilon$ -фазы железомарганцевых сплавов. Следует, однако, отметить, что микротвердость  $\varepsilon$ -фазы, возникающей на поверхности трения стали 02Г16Х11Н, заметно выше микротвердости  $\varepsilon$ -фазы, образующейся в сплаве Г21 при рассматриваемых условиях нагружения. Этот факт можно объяснить положительным влиянием хрома на способность  $\varepsilon$ -мартенсита к деформационному упрочнению. Дополнительное легирование сплава Г21 хромом существенно повышает предел прочности рассматриваемого сплава [9]. Положительным влиянием хрома на прочностные свойства  $\varepsilon$ -фазы можно, по-видимому, объяснить более высокую абразивную износостойкость стали 02Г16Х11Н по сравнению со сплавом Г21 (табл. 2). Однако в общем случае влияние  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращения на абразивную износостойкость метастабильного аустенита относительно невелико [10] сравнении с влиянием данного превращения на параметры адгезионного изнашивания анализируемых материалов.

На рис. 1 представлены электронные микрофотографии структуры стали 02Г16Х11Н. Как видно из рис. 1 а. Структура закаленной стали состоит из аустенита и некоторого количества  $\varepsilon$ -мартенсита. В аустените присутствуют дефекты упаковки, что характеризует низкую ЭДУ матрицы стали. Воздействие трения приводит к формированию в поверхностном слое стали (толщиной несколько мкм) ультрадисперсной нанокристаллической (НКСТ) структуры трения (НКСТ), состоящей в основном из кристаллов  $\varepsilon$ -фазы размером 0,01–0,10 мкм (рис. 1 б и 1 в) [11]. Кроме  $\varepsilon$ -фазы НКСТ содержит небольшое количество аустенита. Показано, что в сплаве Г21 при аналогичных условиях трения также образуется ультрадисперсная структура  $\varepsilon$ -фазы [1]. Однако размер кристаллов  $\varepsilon$ -фазы в этом случае был заметно больше (0,1–0,5 мкм), чем на микрофотографиях рис. 1 б и в. С увеличением расстояния от поверхности трения до – 10 мкм размеры фрагментов НКСТ стали 02Г16Х11Н существенно возрастают, что обусловлено уменьшением интенсивности пластической деформации по глубине активного слоя образца. На расстоянии 10–20 мкм от поверхности трения кристаллы  $\varepsilon$ -фазы становятся еще больше и уже имеют вид деформированных пластин (рис. 1 з). Из табл. 2 следует, что метастабильные к  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению стали 20Г20Х7Т, 30Г17Х10Т1 и 40Г19Х11Т2, содержащие в структуре карбидные частицы TiC, не имеют преимущества в сопротивлении адгезионному изнашиванию перед сталью 02Г16Х11Н. Микротвердость на поверхности трения хромомарганцевых сталей, легированных титаном, также не увеличивается по мере роста количества карбидной фазы в их структуре и сохраняется на уровне 6600–6800 МПа, близком к величине микротвердости на поверхности трения стали 02Г16Х11Н (6200 МПа). Рост количества карбидной фазы в структуре хромомарганцевых аустенитных сталей сопровождается увеличением их коэффициента трения. У стали 40Г19Х11Т2, содержащей наибольшее количество карбидной фазы, коэффициент трения почти столь же высок, как и коэффициент трения хромоникелевой аустенитной стали 12X18H9. При этом полнота реализации  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращения на поверхности трения у стали 40Г19Х11Т2 существенно ниже, чем у других исследуемых сталей (табл. 2).

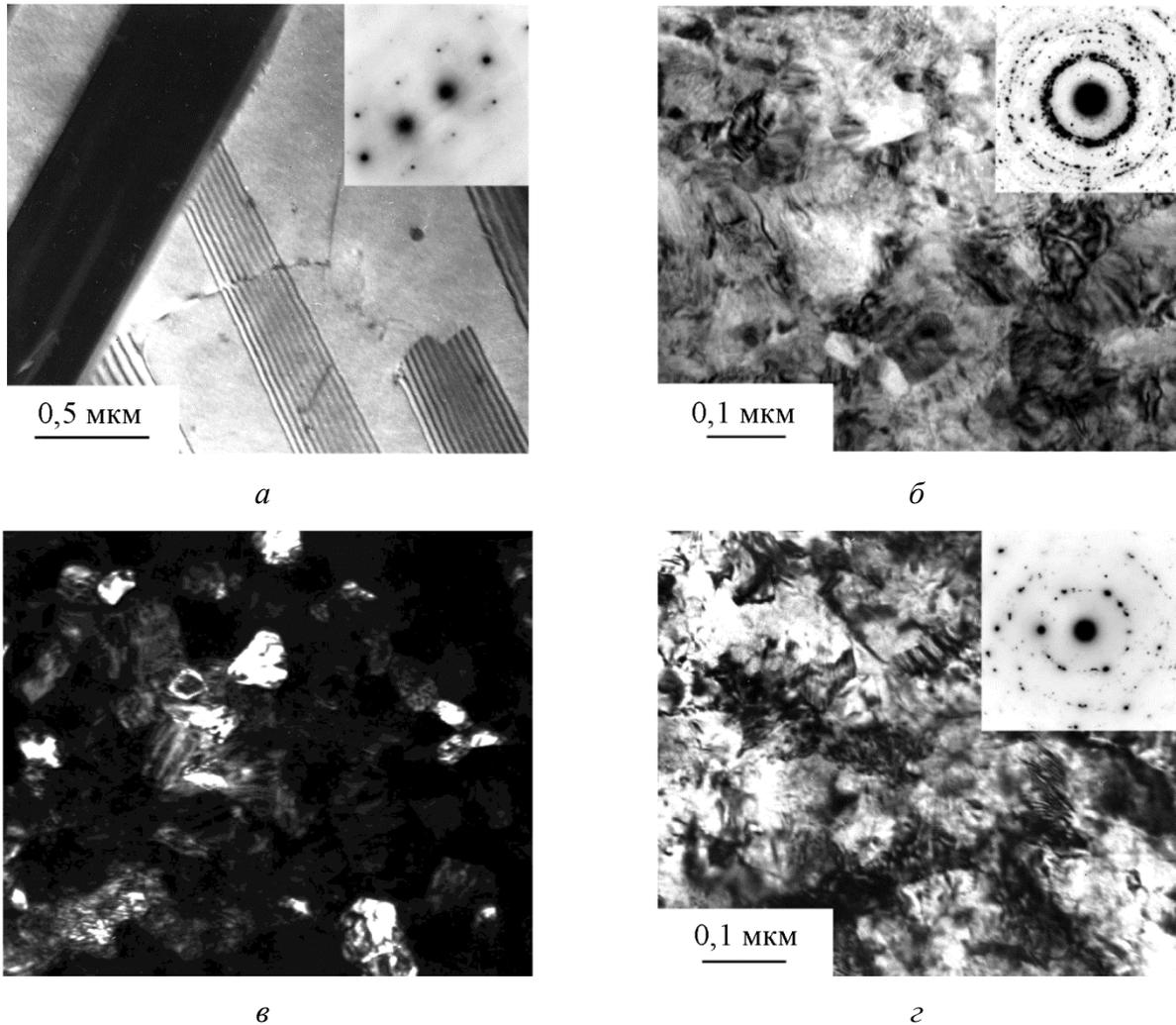


Рис. 1. Микроструктура стали 02Г16Х11Н, подвергнутой закалке от 1100 °С в поле (а) и фрикционному нагружению при скорости скольжения 0,07 м/с и нагрузке 294 Н (б–д): а – светлопольное изображение; б – на расстоянии нескольких мкм от поверхности трения, светлопольное изображение; в – темнопольное изображение в рефлексе (участке кольца Дебая) (101) ε-фазы; д – на расстоянии 10–20 мкм от поверхности трения, светлопольное изображение

На рис. 2 представлены электронные микрофотографии структуры стали 30Г17Х10Т1. В закаленной стали, кроме аустенита, присутствуют частицы TiC (рис. 2 а). В аустените наблюдаются дефекты упаковки, возникающие преимущественно вблизи карбидных частиц – в микрообъемах матрицы, обедненных углеродом. Фрикционное нагружение формирует в поверхностном слое сталей толщиной несколько мкм ультрадисперсную структуру, основу которой составляют кристаллы ε-фазы и TiC (рис. 2 б и 2 в).

Кроме того, в нанокристаллической структуре присутствует небольшое количество кристаллов α- и γ-фаз. Размеры фрагментов составляют 0,005–0,05 мкм (рис. 2 в). В УДС-структуре стали 30Г17Х10Т1 наблюдаются отдельные относительно крупные (нераздробленные) карбидные частицы размером около 0,5 мкм (рис. 2 б). С увеличением расстояния от поверхности трения до 5–10 мкм размер фрагментов УДС существенно возрастает. При этом значительно снижается количество карбидной фазы в УДС. Наблюдаемое вблизи поверхности трения стали 30Г17Х10Т1 скопление карбидных частиц (рис. 2 б и 2 в), очевидно, является результатом интенсивной пластической деформации поверхностного слоя стали,

происходящей по ротационному механизму [2, 12], а также воздействия высоких контактных напряжений. Ротации фрагментов ультрадисперсной структуры, происходящие в поле высоких сжимающих контактных напряжений, могут, по-видимому, приводить к вытеснению карбидных частиц, имеющих пониженную плотность ( $\rho = 4,5 \text{ г/см}^3$ ), на поверхность трения стали. Повышенное количество карбидной фазы вблизи контактной поверхности стали 30Г17Х10Т1 может быть также следствием преимущественного локального удаления материала матрицы стали при ее адгезионном взаимодействии с контртелом. Подобный факт накопления карбидных частиц на поверхности изнашивания сталей был зафиксирован при трении высокомарганцовистой аустенитной стали, содержащей частицы карбида VC [2]. Следует отметить, что возникновение на поверхности трения стали 30Г17Х10Т1 тонкого слоя с повышенной концентрацией высокодисперсных карбидных частиц не обеспечивает рассматриваемой стали преимущества в трибологических свойствах перед сталью 02Г16Х11Н, не содержащей карбидной фазы (табл. 2).

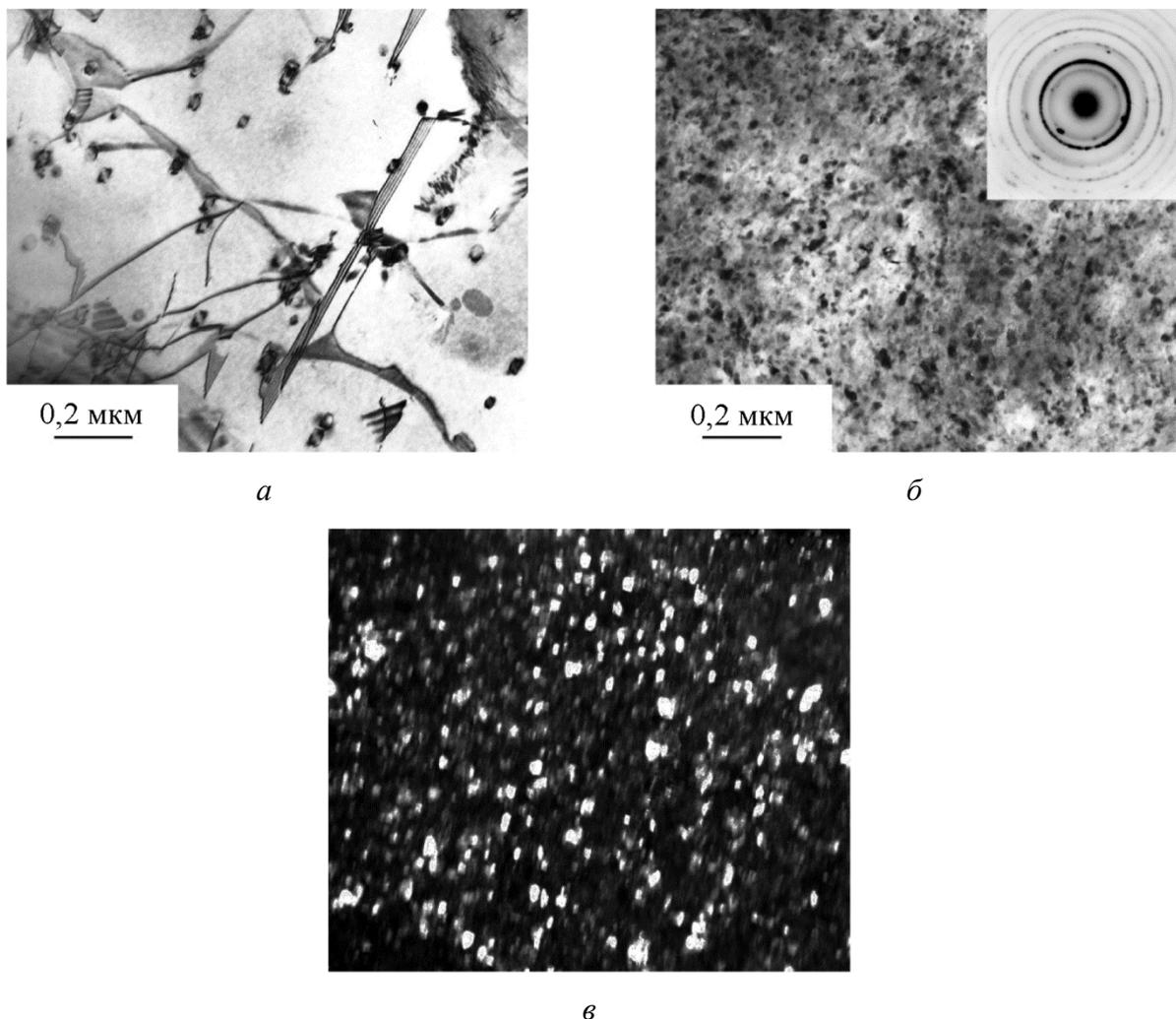


Рис. 2. Микроструктура стали 30Г17Х10Т1, подвергнутой закалке от 1100 °С в воде (а) и фрикционному нагружению при скорости скольжения 0,07 м/с и нагрузке 294 Н (б–в): а – светлопольное изображение; б – на расстоянии нескольких мкм от поверхности трения, светлопольное; в – темнопольное изображение в рефлексе (участке кольца Дебая) (111) карбида TiC

В табл. 3 приведены результаты испытаний аустенитных сталей при трении со смазкой И-20. Испытания осуществляли по схеме палец–пластина при средней скорости скольжения 0,07 м/с, нагрузке 1760 Н в паре со сталью 45 (пластина).

Таблица 3 – Интенсивность изнашивания  $Ih$ , коэффициент трения  $K$  и средняя объемная температура в поверхностном слое  $t$  аустенитных сталей при трении со смазкой по стали 45

Марка стали	$Ih \times 10^6$	$K$	$t, ^\circ\text{C}$
02Г16Х11Н	1,1	0,09	50
20Г20Х7Т	1,7	0,18	60
30Г17Х10Т1	2,8	0,18	60
40Г19Х11Т2	24,0	0,20	75
Г21	2,5	0,10	50
12Х18Н9	1,9	0,17	60
40Х25Н20	42,0	0,28	80

В данных условиях нагружения, как и при сухом трении (табл. 2 и 3), самыми низкими трибологическими свойствами обладает стабильная аустенитная нержавеющая сталь 40Х25Н20. Наиболее высокими трибологическими свойствами характеризуется сталь 02Г16Х11Н. Коэффициент трения данной стали почти в 2 раза, а интенсивность изнашивания в 1,7 раза ниже, чем у стали 12Х18Н9. Рентгеновское исследование показало, что в поверхностном слое (толщиной около 10 мкм) стали 02Г16Х11Н образуется (как и при сухом трении) структура  $\epsilon$ -мартенсита. Кроме  $\epsilon$ -фазы, в данном слое присутствует небольшое количество  $\alpha$ -мартенсита. Сплав Г21, претерпевающий в рассматриваемых условиях трения практически полное  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращение (в слое толщиной  $< 10$  мкм), характеризуется столь же низким коэффициентом трения, как и сталь 02Г16Х11Н ( $K = 0,1$ ). Присутствие в структуре хромомарганцевых аустенитных сталей карбидных частиц TiC в общем случае приводит к росту коэффициента трения и интенсивности изнашивания данных материалов. Особенно ярко это проявляется у стали 40Г19Х11Т2, интенсивность изнашивания которой более чем в 20 раз, а коэффициент трения в 2 раза выше, чем у стали 02Г16Х11Н. В поверхностном слое стали 40Г19Х11Т2 наблюдается повышенное, по сравнению со сталью 02Г16Х11Н, тепловыделение, о котором свидетельствует увеличение средней объемной температуры в поверхностном слое стали до 75 °С (табл. 3). Усиление тепловыделения в данном случае характеризует ухудшение условий смазки и активизацию деформационных процессов в зоне трения стали 40Г19Х11Т2. Рентгеновский фазовый анализ рассматриваемой стали не обнаружил наличия  $\epsilon$ -фазы в ее поверхностном слое (толщиной 5 мкм), что свидетельствует о полной термической стабилизации стали к  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращению. Значительная термическая стабилизация аустенита к  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращению имела место и у сталей 20Г20Х7Т, 30Г17Х10Т1. В их поверхностном слое после испытания фиксируется лишь небольшое ( $< 10$  %) количество  $\epsilon$ -фазы. Таким образом, наличие в структуре исследуемых аустенитных сталей карбидных частиц TiC значительно снижает активность протекания  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения в их поверхностном слое при испытании со смазкой, когда имеет место заметный фрикционный нагрев ( $\sim 50\text{--}75$  °С). Это оказывает отрицательное влияние на трибологические свойства рассматриваемых материалов при трении со смазкой.

Таблица 4 иллюстрирует влияние скорости скольжения на параметры трения и изнашивания хромомарганцевых аустенитных сталей

Таблица 4 – Влияние скорости скольжения  $V$  на интенсивность адгезионного изнашивания  $Ih$ , коэффициент трения  $K$  и температуру в поверхностном слое  $t$  аустенитных сталей

Марка стали	Параметр	Скорость скольжения $V$ , м/с			
		0,14	0,75	1,50	3,00
02Г16Х11Н	$Ih \times 10^7$	1,7	0,53	1,0	120,0
	$K$	0,34	0,55	0,50	0,80
	$t$ , °С	30	80	130	325
30Г17Х10Т1	$Ih \times 10^7$	1,7	0,8	5,6	110,0
	$K$	0,37	0,66	0,50	0,73
	$t$ , °С	30	80	160	500
40Г19Х11Т2	$Ih \times 10^7$	1,3	0,9	18,0	120,0
	$K$	0,43	0,56	0,52	0,75
	$t$ , °С	30	130	200	500

Испытания осуществляли по схеме палец–диск в паре со сталью Х12М без смазки при нагрузке 98 Н. При повышении скорости скольжения от 0,14 до 3,0 м/с температура в поверхностном слое сталей увеличивается от 30 до 325–500 °С. Это обуславливает рост интенсивности изнашивания исследуемых сталей в результате активизации процессов термического разупрочнения в их поверхностном слое. При скоростях скольжения 0,75 и 1,5 м/с стали 30Г17Х10Т1 и 40Г19Х11Т2 характеризуются значительно большими интенсивностью изнашивания и температурой в зоне трения, чем сталь 02Г16Х11Н. При скорости скольжения 3,0 м/с интенсивность изнашивания рассматриваемых сталей возрастает на 1–2 порядка, достигая уровня  $Ih \times 10^{-5}$  (табл. 4). Изнашивание всех сталей в данном случае носит характер катастрофического теплового схватывания [13]. Рентгеновский фазовый анализ показал, что при скорости скольжения 0.14 м/с, когда температура в зоне трения образца не превышает 30 °С, в поверхностном слое исследуемых хромомарганцевых аустенитных сталей активно происходит  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращение (табл. 4). Это обеспечивает рассматриваемым материалам минимальные значения коэффициента трения и невысокую интенсивность адгезионного изнашивания. В стали 02Г16Х11Н кроме  $\varepsilon$ -фазы образуется заметное (~15 об. %) количество  $\alpha$ -мартенсита, что свидетельствует об активизации мартенситного  $\varepsilon \rightarrow \alpha$ -превращения на поверхности трения данного материала. С увеличением скорости скольжения до 0,75 м/с, вызывающим рост температуры в поверхностном слое образцов до 80 °С, имеет место резкое уменьшение количества  $\varepsilon$ -фазы, возникающей вблизи поверхности трения хромомарганцевых аустенитных сталей. Это обусловлено термической стабилизацией сталей по отношению к  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению, а также протеканием в них  $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -мартенситного превращения [2, 14]. После испытаний со скоростью 1,5 м/с в структуре сталей 30Г17Х10Т1 и 40Г19Х11Т2  $\varepsilon$ -фаза не была обнаружена, а в поверхностном слое стали 02Г16Х11Н присутствовали 25 об. %  $\varepsilon$ -фазы и 30 об. %  $\alpha$ -мартенсита. Полная термическая стабилизация стали 02Г16Х11Н к образованию мартенсита ( $\varepsilon$ ,  $\alpha$ ) наблюдается лишь при скорости 3,0 м/с (табл. 4). Полная термическая стабилизация исследуемых метастабильных аустенитных сталей к образованию мартенсита деформации ( $\alpha$ ,  $\varepsilon$ ), имеющая место при скоростях скольжения 1,5 и 3,0 м/с, резко снижает сопротивление сталей тепловому адгезионному изнашиванию. У сталей 30Г17Х10Т1 и 40Г19Х11Т2, содержащих в структуре карбидную фазу TiC, полная термическая стабилизация к образо-

ванию мартенсита деформации ( $\alpha$  и  $\varepsilon$ ) имеет место при меньшей скорости скольжения ( $V = 1,5$  м/с), чем у стали 02Г16Х11Н ( $V = 3,0$  м/с). Это активизирует рост интенсивности теплового адгезионного изнашивания у рассматриваемых материалов при относительно невысоких средних температурах в зоне трения ( $t = 160\text{--}200$  °С, табл. 4 и 5). Таким образом, полученные результаты показывают, что присутствие карбидных частиц TiC в структуре исследуемых метастабильных хромомарганцевых аустенитных сталей, как правило, снижает сопротивление адгезионному изнашиванию и увеличивает коэффициент трения рассматриваемых материалов (табл. 2–4). Частицы высокопрочной карбидной фазы, по-видимому, существенно увеличивают сопротивление сдвигу тонкого поверхностного слоя сталей и тем самым, нейтрализуют положительное влияние легкого базисного скольжения  $\varepsilon$ -мартенсита на трибологические свойства хромомарганцевых аустенитных сталей. В данном случае увеличение сопротивления сдвигу поверхностного слоя рассматриваемых материалов, очевидно, препятствует локализации пластической деформации металла непосредственно вблизи поверхности трения сталей и тем самым создает условия для активизации процессов схватывания.

#### 4. Заключение

Образующаяся в хромомарганцевых аустенитных сталях  $\varepsilon$ (ГПУ)-фаза подобна  $\varepsilon$ -фазе железомарганцевых сплавов по влиянию на трибологические свойства исследованных материалов. Данная мартенситная фаза обеспечивает аустенитным хромомарганцевым сталям значительно меньший коэффициент трения ( $K = 0,25$ ) и большее сопротивление адгезионному изнашиванию по сравнению с хромоникелевыми стабильной аустенитной сталью 40Х25Н20 и аустенитной сталью 12Х18Н9, метастабильной к  $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситному превращению при трении.

Эпсилон-фаза в хромомарганцевых аустенитных сталях обладает заметно большими абразивной износостойкостью и деформационным упрочнением при изнашивании, чем  $\varepsilon$ -фаза в железомарганцевых сплавах.

В поверхностном слое хромомарганцевых аустенитных сталей, метастабильных к  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению, возникает ультрадисперсная и нанокристаллическая структура  $\varepsilon$ -фазы, кристаллы которой имеют размеры 0,01–0,10 мкм.

Термическая стабилизация метастабильного аустенита к  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению, а также протекание  $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения в условиях фрикционного нагрева (до 200 °С) поверхностного слоя сталей приводит к резкому росту интенсивности их изнашивания.

Присутствие в структуре хромомарганцевых аустенитных сталей, метастабильных к  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению, частиц карбидной фазы TiC в количестве 1,0–4,5 об. % повышает как коэффициент трения, так и интенсивность изнашивания данных материалов.

Увеличение количества дисперсных частиц TiC в поверхностном (1–5 мкм) слое хромомарганцевых аустенитных сталей, легированных титаном, в процессе фрикционного нагружения является следствием интенсивной пластической деформации сталей в зоне трения, приводящей к адгезионному переносу материала матрицы с контактной поверхности.

#### Благодарность

*Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.*

*Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6 и проекту № 18-10-2-39 комплексной программы УрО РАН.*

## Литература

1. Коршунов Л. Г., Черненко Н. Л. Структурные превращения при трении и износостойкость сплавов системы Fe-Mn, содержащих  $\epsilon$ -мартенсит // ФММ. – 1987. – Т. 63, вып. 2. – С. 319–328.
2. Коршунов Л. Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей // ФММ. – 1992. – № 8. – С. 3–21.
3. Бакли Д. Поверхностные явления при адгезии и фрикционном взаимодействии. – М. : Машиностроение, 1986. – 359 с.
4. Antony K. C. Wear-resistant cobalt-base alloys // Journal of Metals. – 1983. – Vol. 35, no. 2. – P. 52–60. – DOI: 10.1007/BF03338205.
5. Effect of Heating on the Structure, Phase Composition, and Micromechanical Properties of the Metastable Austenitic Steel Strengthened by Nanostructuring Frictional Treatment / A. V. Makarov, P. A. Skorynina, E. G. Volkova, A. L. Osintseva // Physics of Metals and Metallography. – 2018. – Vol. 119, no. 12. – P. 1196–1203. – DOI: 10.1134/S0015323018120112.
6. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М. : Metallurgy, 1976. – 271 с.
7. Moiseev V. F. The composition of steel and the percentage of carbide phase Steel composition and amount of carbide phase // Metal Science and Heat Treatment. – 1970. – Vol. 12, no. 8. – P. 700–702. – DOI: 10.1007/BF00654801.
8. Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Осинцева А. Л. Влияние отпуска и фрикционного нагрева на износостойкость стали У8, закаленной лазером // Трение и износ. – 1991. – Т. 12, № 5. – С. 870–878.
9. Богачев И. Н., Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. – М. : Metallurgy, 1973. – 295с.
10. Структура и трибологические свойства азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей / Л. Г. Коршунов, В. В. Сагарадзе, Н. Л. Черненко, Н. Л. Печеркина, Г. Ю. Калинин, С. Ю. Мушникова, О. А. Харьков // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 3 (71). – С. 136–145.
11. Коршунов Л. Г., Макаров А. В., Черненко Н. Л. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства // Развитие идей академика В. Д. Садовского : сб. науч. труд. – Екатеринбург, 2008. – С. 218–241.
12. Heilmann P., Clark W. A., Rigney D. A. Orientation determination of subsurface cells generated by sliding // Acta Metallurgica – 1983. – Vol. 31, no. 8. – P. 1293–1305. – DOI: 10.1016/0001-6160(83)90191-8.
13. Голего Н. Л. Схватывание в машинах и методы его устранения. – Киев : Техника, 1965. – 231 с.
14. Влияние  $\epsilon$ -мартенсита на трение и изнашивание высокомарганцевистых сплавов / Л. Г. Коршунов, В. В. Сагарадзе, Н. А. Терещенко, Н. Л. Черненко // ФММ. – 1983. – Т. 55, вып. 2. – С. 341–348.