

PACS: 81.40.Pq, 64.60.Mu

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

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГИБРИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ТИПА  
«СЭНДВИЧ» НА ОСНОВЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОГО СПЛАВА.  
2. ПРОЧНОСТНЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

<sup>1</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина

<sup>2</sup>Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Статья поступила в редакцию 20 сентября 2016 года

*Исследовано изменение прочности и трибологических свойств азотсодержащего хромомарганцевого аустенитного сплава, в котором объемная доля продуктов распада варьируется с помощью соответствующей термической обработки.*

**Ключевые слова:** азотсодержащий аустенитный сплав, поверхностный слой с нанокристаллической структурой, прочность, трибологические свойства

## 1. Введение

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. Уровень прочности возникающих при трении НКС в поверхностных слоях определяется не только высокой дефектностью данных структур, но также их способностью к дальнейшему деформированию. Прочность существенно зависит от химического и фазового состава контактирующих материалов и, следовательно, может быть повышена с помощью оптимального легирования и предварительной термопластической обработки.

## 2. Материал и методика исследования

Сплав Г19Х18А0.8 (mass%: 0.05 С, 18.8 Мн, 17.8 Сr, 0.82 N), выплавленный с помощью технологии литья с противодавлением азота, гомогенизировали при 1100°C, после чего подвергали горячей механической обработке – ковке. Из прутков сечением 10×10 mm, закаленных от 1150°C в воде, изготавливали образцы размером 7×7×20 mm для структурных и трибологических исследований.

Различной степени распад аустенита по прерывистому механизму осуществляли посредством старения образцов, закаленных при 800°C в течение 0.5, 1, 2, 10 и

30 h [2]. Объемную долю продуктов распада определяли методом стереометрического микроанализа (точечный метод) [3]. После термообработки рабочие поверхности образцов механически шлифовали по 8-му классу чистоты.

Методики трибологических испытаний и структурных исследований были описаны в работах [1,2].

### 3. Результаты эксперимента и их обсуждение

Влияние степени прерывистого распада на прочностные и трибологические свойства трения сплава Г19Х18А0.8 иллюстрируют данные, приведенные в таблице. Видно, что увеличение объемной доли продуктов прерывистого распада в структуре сплава более 10%, приводящее к росту твердости, заметно снижает абразивную износостойкость сплава. При максимальной (90 vol.%) степени распада абразивная износостойкость снижается в 1.3 раза.

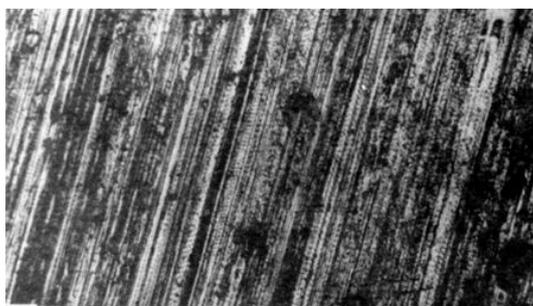
В условиях адгезионного изнашивания сплава Г19Х18А0.8 в паре со сталью 45 (трение по схеме палец–пластина, скорость скольжения 0.07 m/s, нагрузка 294 N) отрицательное влияние прерывистого распада на износостойкость данного сплава проявляется более сильно, чем при абразивном изнашивании. Так, наличие в структуре сплава лишь 10 vol.% колоний распада повышает интенсивность адгезионного изнашивания сплава в 1.5 раза, а при 90 vol.% распада – в 2.5 раза по сравнению с закаленным состоянием (см. таблицу). На величину коэффициента трения исследуемого сплава прерывистый распад аустенита оказывает слабое влияние, характеризующееся некоторым снижением данного параметра. В целом коэффициент трения сплава с различным содержанием продуктов прерывистого распада характеризуется относительно малой (0.27–0.29) величиной. Возможные причины столь низкого коэффициента трения азотсодержащих хромомарганцевых аустенитных сплавов обсуждены ранее в работах [1,4].

Таблица

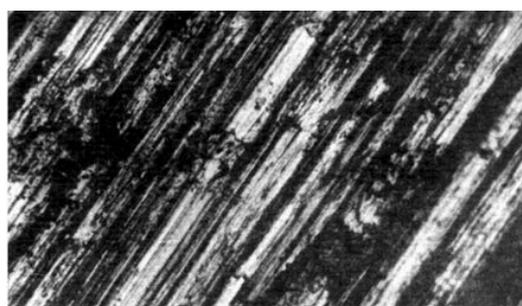
**Влияние объемной доли прерывистого распада  $Q$  на абразивную износостойкость  $\varepsilon$ , интенсивность адгезионного изнашивания  $Ih$ , коэффициент трения  $K$  и среднюю микротвердость поверхности трения  $H_\mu$  сплава Г19Х18А0.8**

$Q$ , vol.%	$\varepsilon$	$Ih, 10^{-7}$	$K$	$H_\mu$ , МПа
0	2.2	2.0	0.29	7300
10	2.3	3.3	0.27	6500
25	1.9	3.0	0.28	6100
40	1.9	3.8	0.27	6500
80	1.7	3.9	0.28	6100
90	1.7	5.1	0.28	6300

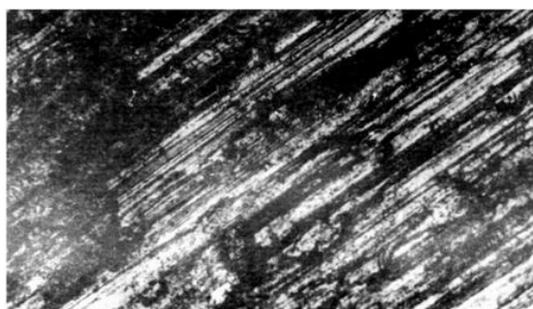
Измерение микротвердости на поверхности трения сплава Г19Х18А0.8 показало, что в общем случае распад аустенита сопровождается снижением уровня и, особенно, степени упрочнения сплава при изнашивании, если принимать во внимание происходящий при старении рост твердости исходного сплава. Металлографическое исследование показало, что наличие колоний прерывистого распада в сплаве, состаренном при 800°C, значительно активизирует процессы схватывания на поверхности трения (рис. 1), что проявляется в присутствии на рабочей поверхности образцов многочисленных очагов схватывания, размеры которых соизмеримы с величиной зерна сплава.



*a*



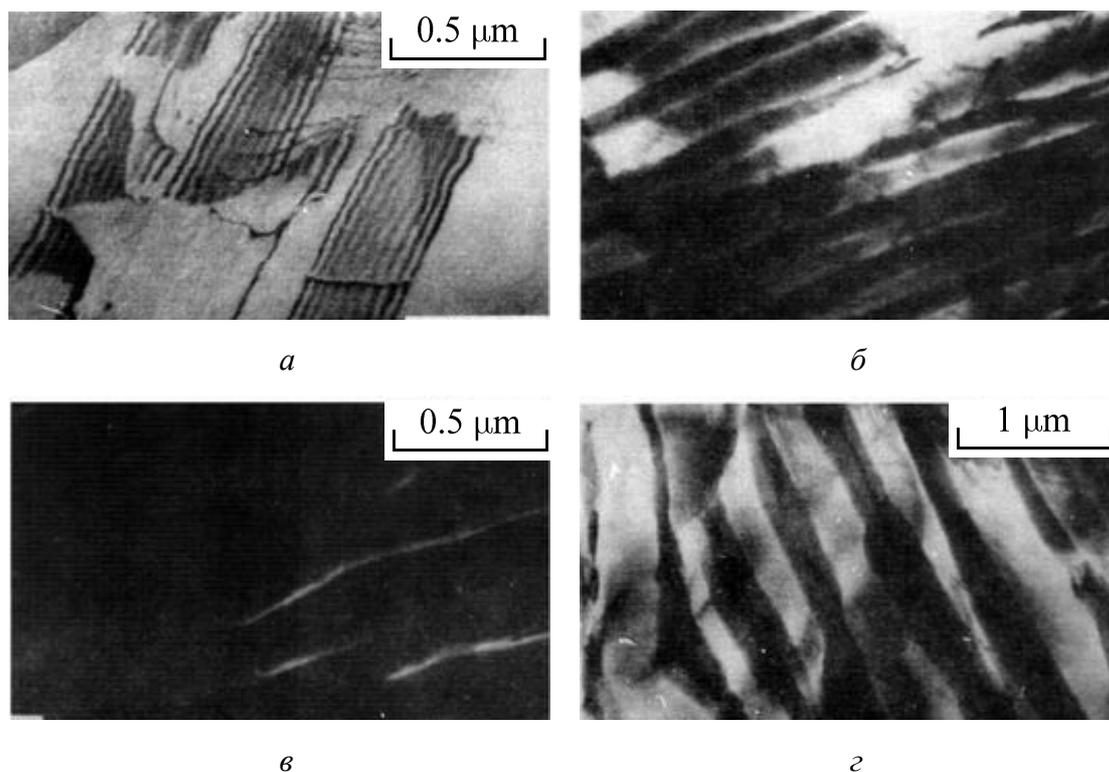
*б*



*в*

**Рис. 1.** Микрофотографии поверхности трения сплава Г19Х18А0.8 ( $\times 250$ ): *a* – закалка при 1150°C в воде; *б* – закалка + старение при 800°C, 2 h; *в* – закалка + старение при 800°C, 10 h

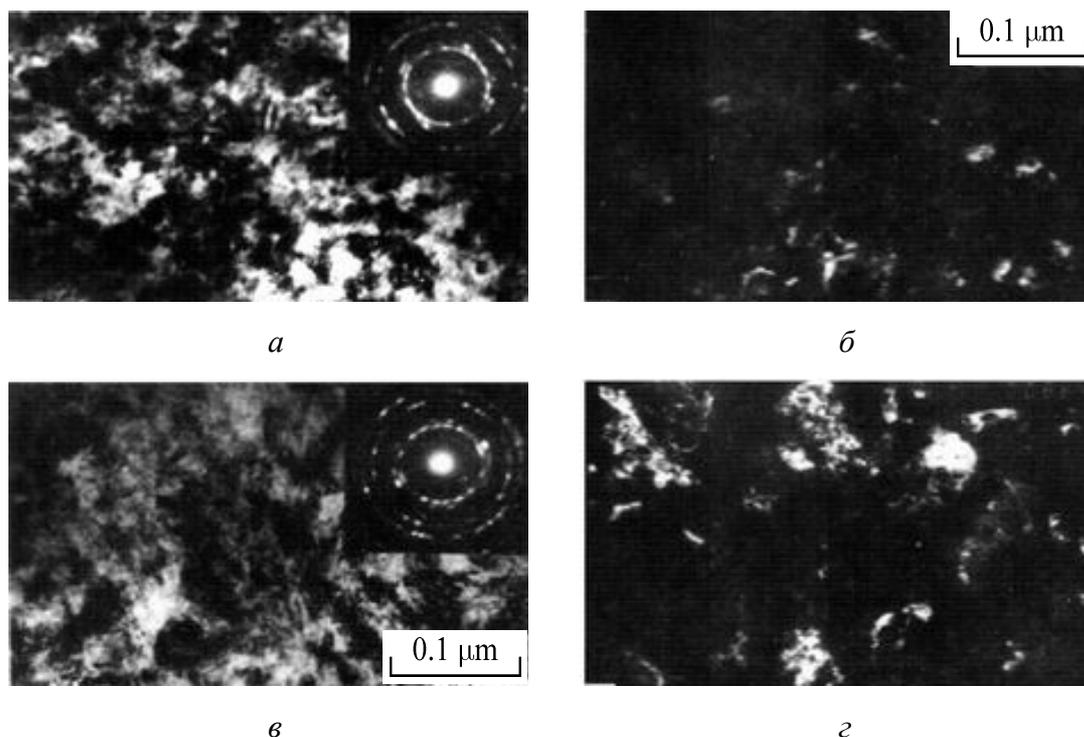
Таким образом, наличие в структуре последнего колоний прерывистого распада облегчает отделение (отрыв) фрагментов материала с контактной поверхности рассматриваемого сплава при его адгезионном взаимодействии с контртелом (сталь 45). Данный факт в сочетании с результатами, приведенными в таблице, свидетельствует о том, что основной причиной отрицательного влияния прерывистого распада на износостойкость сплава Г19Х18А0.8 является высокая хрупкость продуктов распада азотсодержащего аустенита, а именно дисперсных пластинчатых выделений нитрида хрома  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Области указанных хрупких выделений, являясь, по-видимому, местом преимущественного (легкого) распространения микротрещин, снижают способность исследуемого сплава к интенсивной пластической деформации и соответственно к его упрочнению в условиях фрикционного нагружения. Это обуславливает уменьшение эффективной прочности и износостойкости поверхности сплава Г19Х18А0.8 (см. таблицу).



**Рис. 2.** Электронные микрофотографии структуры сплава Г19Х18А0.8 после закалки (*а*) и последующего старения при 800°С, 30 h (*б–г*): *а, б, г* – светлопольные изображения (*а* –  $\times 40000$ , *б* –  $\times 44000$ , *г* –  $\times 22000$ ); *в* – темнопольное изображение в рефлексе  $Cr_2N$

Уменьшение концентрации азота в аустените данного сплава при старении [2] в рассматриваемом случае является менее действенным фактором, влияющим на величину адгезионной износостойкости сплава, чем фактор роста хрупкости. Это объясняется тем, что, как показано в работах [5,6], варьирование содержания азота в хромомарганцевом аустените в довольно широких пределах не оказывает направленного значительного влияния на сопротивление изнашиванию сплавов в аналогичных условиях испытания.

При абразивном изнашивании, когда основным механизмом разрушения поверхности является микрорезание, износостойкость хромомарганцевых азотсодержащих аустенитных сплавов существенно зависит от содержания азота в твердом растворе. Так, уменьшение концентрации азота от 0.83 до 0.27 (по массе) снизило абразивную износостойкость сплавов примерно в 1.3 раза. В этой связи основной причиной отрицательного влияния прерывистого распада на абразивную износостойкость сплава Г19Х18А0.8 можно считать снижение концентрации азота в  $\gamma$ -твердом растворе, которое уменьшает эффективную прочность поверхности сплава [7,8]. Значительная хрупкость нитридной фазы, присутствующей в колониях прерывистого распада в виде тонких пластин (рис. 2), является, по-видимому, дополнительным фактором снижения абразивной износостойкости сплава Г19Х18А0.8, состаренного при 800°С и обладающего повышенной твердостью (см. таблицу).



**Рис. 3.** Электронные микрофотографии структуры поверхностного слоя ( $\leq 10 \mu\text{m}$ ) сплава Г19Х18А0.8, подвергнутого воздействию трения в паре со сталью 45 ( $V = 0.07 \text{ m/s}$ ,  $P = 294 \text{ N}$ ): *a* – закаленное состояние, светлопольное изображение ( $\times 120000$ ); *б* – закаленное состояние, темнопольное изображение в участке кольца  $(111)_{\gamma}$  ( $\times 120000$ ); *в* – закалка+старение при  $800^{\circ}\text{C}$ , 30 h, светлопольное изображение ( $\times 130000$ ); *з* – закалка+старение при  $800^{\circ}\text{C}$ , 30 h, темнопольное изображение в участке кольца  $(222)_{\gamma}$  ( $\times 120000$ )

В [8] показано, что интенсивность абразивного изнашивания высокопрочных материалов существенно зависит не только от твердости, но и от их вязкости:

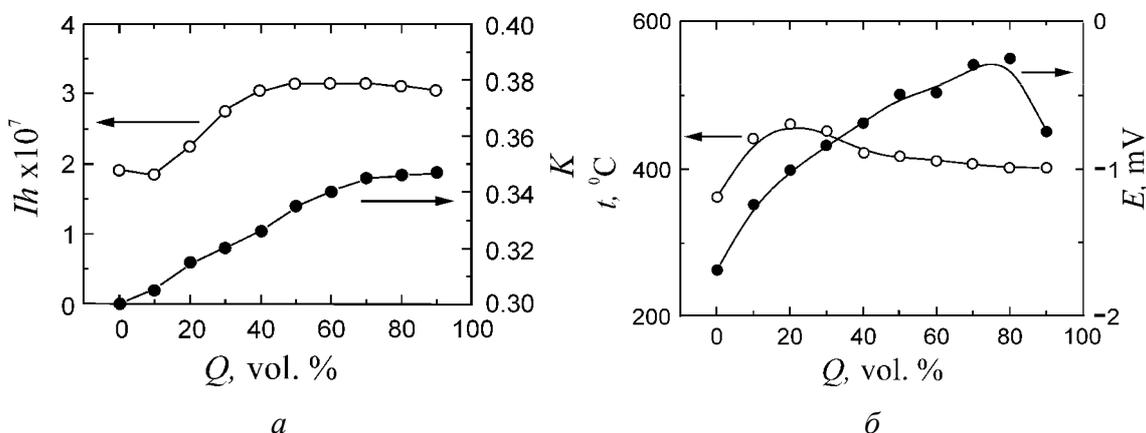
$$V \sim K_{1C}^{-2} H^{-3/2},$$

где  $V$  – скорость изнашивания,  $K_{1C}$  – коэффициент вязкости разрушения,  $H$  – твердость материала. Тогда присутствие в структуре твердой, но весьма хрупкой фазы может отрицательно сказываться на его абразивной износостойкости.

На рис. 2 и 3 приведены электронные микрофотографии сплава Г19Х18А0.8. Видно, что в закаленном сплаве присутствуют дефекты упаковки, свидетельствуя о сравнительно низкой ( $< 30 \text{ erg/cm}^2$ ) ЭДУ аустенита (рис. 2,*a*). Нерасщепленные дислокации формируются в плоские скопления типа мультиполей, наличие которых показывает склонность исследуемого сплава к планарному скольжению [8,9]. Микроструктуру продуктов прерывистого распада аустенита иллюстрирует рис. 2. Пластинчатые выделения  $\text{Cr}_2\text{N}$  окружены участками аустенита (с более темным контрастом), обедненного хромом и азотом и отделенного четкой границей от исходного аустенита.

Интенсивная пластическая деформация в условиях фрикционного нагружения приводит к формированию в тонком ( $\leq 10 \mu\text{m}$ ) поверхностном слое закаленного

сплава Г19Х18А0.8 нанокристаллической структуры аустенита с размером кристаллитов менее 100 нм (рис. 3). Кристаллиты сильно разориентированы между собой, о чем свидетельствуют имеющие кольцевую форму микроэлектроннограммы (рис. 3,а). Качественно похожая нанокристаллическая структура возникает и на поверхности сплава, претерпевшего прерывистый распад (800°С, 30 h) (рис. 3,в,г). На микроэлектроннограммах рассматриваемого сплава присутствуют рефлексы лишь  $\gamma$ -фазы. Отсутствие рефлексов от нитридной фазы  $\text{Cr}_2\text{N}$ , очевидно, обусловлено сильным деформационным диспергированием выделившихся при термообработке нитридов, а также, возможно, их частичным деформационным распадом (диссоциацией) [11,12]. Необходимо отметить, что степень измельчения кристаллитов в нанокристаллической структуре сплава, претерпевшего прерывистый распад, заметно ниже, чем в нанокристаллической структуре закаленного сплава. Это свидетельствует о меньшей величине деформации, достигаемой на поверхности трения предварительно состаренного сплава, которая характеризуется, как уже отмечалось ранее, повышенной хрупкостью.



**Рис. 4.** Влияние объемной доли продуктов прерывистого распада  $Q$  на интенсивность изнашивания  $Ih$ , коэффициент трения  $K$  (а), температуру в зоне трения  $t$  и ЭДС трения  $E$  (б) сплава Г19Х18А0.8 при трении по стали Х12М со скоростью 4.5 м/с и нагрузке 98 Н

На рис. 4 показано влияние степени прерывистого распада на интенсивность изнашивания  $Ih$ , коэффициент трения  $K$ , температуру  $t$  в образце на расстоянии  $\sim 0.5$  mm от поверхности трения и на ЭДС трения (постоянную составляющую) сплава Г19Х18А0.8 при трении по стали Х12М (схема палец–диск) со скоростью скольжения 4.5 м/с и нагрузке 98 Н. В данных условиях трения имеет место интенсивный фрикционный нагрев поверхностного слоя образцов сплава, который обуславливает развитие его ускоренного адгезионного теплового изнашивания [5]. На рис. 4 видно, что прерывистый распад аустенита существенно ухудшает трибологические свойства сплава в рассматриваемых условиях фрикционного нагружения. Резкий рост интенсивности изнашивания наблюдается при увеличении объемной доли колоний прерывистого распада от 10 до 40 vol. %.

Дальнейший распад аустенита уже не сопровождается дополнительным снижением трибологических свойств сплава Г19Х18А0.8. Образование перлитоподоб-

ных колоний по типу прерывистого распада способствует усилению процессов схватывания при трении по стали X12M, о чем свидетельствуют рост температуры в поверхностном слое образцов исследуемого сплава и уменьшение абсолютной величины ЭДС трения [5]. Причиной данного явления служит, по-видимому, общее уменьшение содержания азота в  $\gamma$ -твердом растворе при старении сплава.

Как было показано ранее [5], при аналогичных условиях испытания снижение концентрации азота в аустените исследуемых сплавов от 0.83 до 0.41% (по массе) увеличило их интенсивность изнашивания примерно в 2.5 раза вследствие ухудшения теплостойкости аустенита. В таком случае практически полный распад аустенита по прерывистому механизму, характеризующийся значительным общим обеднением  $\gamma$ -твердого раствора азотом, приводит к повышению интенсивности адгезионного теплового изнашивания сплава Г19Х18А0.8 примерно в 1.6 раза (рис. 4). Очевидно, что отрицательное влияние обеднения аустенита азотом (и хромом) на износостойкость данного сплава частично компенсируется присутствием в структуре сплава, состаренного при 800°C, высокопрочной теплостойкой нитридной фазы  $Cr_2N$ , количество которой из расчета не превышает 8 vol.%.

Однако, в конечном счете, отрицательное воздействие обеднения аустенита азотом на сопротивление исследуемого сплава адгезионному тепловому изнашиванию оказывается более существенным, чем влияние дисперсионного упрочнения аустенита нитридными частицами. Данный факт согласуется с результатами работ [6,7], в которых высокая эффективность воздействия твердорастворного упрочнения на износостойкость сплава связывается со спецификой развития процессов пластической деформации в зоне фрикционного контакта (ротационный механизм деформации), а также с особенностями структурного состояния материала вблизи поверхности трения (нанокристаллическая структура, большая плотность дислокаций).

#### 4. Выводы

Распад аустенита по прерывистому механизму приводит к существенному снижению износостойкости сплава Г19Х18А0.8 при абразивном и адгезионном видах изнашивания. Наиболее существенное снижение износостойкости сплава происходит при увеличении объемной доли колоний прерывистого распада до 40%. Это связано с действием двух основных факторов: обеднения  $\gamma$ -твердого раствора азотом и повышенной хрупкости продуктов прерывистого распада – нитридов  $Cr_2N$ , имеющих форму дисперсных пластин. Первый фактор, отрицательно влияющий на эффективную прочность и теплостойкость аустенита, обуславливает снижение абразивной износостойкости сплава и его сопротивления тепловому адгезионному изнашиванию, происходящему при повышенных ( $\geq 400^\circ C$ ) температурах в зоне трения. Второй фактор играет важную роль в уменьшении сопротивления сплава адгезионному изнашиванию, когда фрикционный нагрев незначителен и разрушение поверхностного слоя сплава осуществляется посредством локального отрыва фрагментов данного слоя. На величину коэффициента трения сплава прерывистый распад не оказывает заметного влияния.

1. Л.Г. Коришунов, Б.М. Эфрос, Н.Л. Черненко, Ю.Н. Гойхенберг, ФТВД **11**, №1, 75 (2001).
2. Б.М. Эфрос, Л.Г. Коришунов, Н.Б. Эфрос, В.Ю. Дмитренко, В.С. Тютенко, ФТВД **26**, № 3–4, 89 (2016).
3. С.А. Салтыков, Стереометрическая металлография, Металлургия, Москва (1976).
4. Л.Г. Коришунов, Ю.Н. Гойхенберг, Н.А. Терещенко, ФММ **84**, № 5, 137 (1997).
5. Л.Г. Коришунов, И.Н. Богачев, в сб.: Проблемы трения и изнашивания, Техника, Киев (1974), вып. 6, 97 (1974).
6. Л.Г. Коришунов, ФММ № 8, 3 (1992).
7. L. Korshunov, N. Efros, B. Efros, N. Chernenko, in: Nanostructured materials by high pressure severe plastic deformation, Y. Zhu, V. Varyukhin (eds.), **212**, 271 (2006).
8. Л.Г. Коришунов, А.В. Макаров, Н.Л. Черненко, ФММ **78**, № 4, 128 (1994).
9. E. Hornbogen, Metallurgical aspects of wear, Bad Pyrmont, Obernsel (1979), p. 23–49.
10. P.R. Howell, P.R. Howell, I.O. Nilsson, A. Horsewell, J. Mater. Sci. **16**, 2860 (1981).
11. В.В. Сагарадзе, В.А. Шабашов, А.Г. Мукосеев, Структура и свойства нанокристаллических материалов, УрО РАН, Екатеринбург, 44 (1999).
12. 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).

*В.М. Efros, L.G. Korshunov, V.Yu. Dmitrenko, V.S. Tyutenko*

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF SANDWICH-TYPE HYBRID MATERIALS BASED ON A HIGH-NITROGEN ALLOY. 2. STRENGTH AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES

The changes of strength and tribological properties are studied in a nitrogen-containing chromium-manganese austenitic alloy where the volumetric fraction of decomposition products is varied by a corresponding thermal treatment.

**Keywords:** nitrogen-containing austenitic alloy, nanocrystal-structured surface layer, strength, tribological properties

**Fig. 1.** Microphotographs of the friction surface of a  $\Gamma 19X18A0.8$  alloy ( $\times 250$ ): *a* – water quenching at  $1150^{\circ}\text{C}$ ; *b* – quenching+ageing at  $800^{\circ}\text{C}$ , 2h; *c* – quenching+ageing at  $800^{\circ}\text{C}$ , 10 h

**Fig. 2.** Electron microphotographs of the structure of a  $\Gamma 19X18A0.8$  alloy after quenching (*a*) and succeeding ageing at  $800^{\circ}\text{C}$ , 30 h (*b*–*c*): *a*, *b*, *c* – bright-field images (*a* –  $\times 40000$ , *b* –  $\times 44000$ , *c* –  $\times 22000$ ); *d* – dark-field image in the  $\text{Cr}_2\text{N}$  reflex

**Fig. 3.** Э Electron microphotographs of the structure of the surface layer ( $\leq 10 \mu\text{m}$ ) of the  $\Gamma 19X18A0.8$  alloy, exposed to friction together with steel 45 ( $V = 0.07 \text{ m/s}$ ,  $P = 294 \text{ N}$ ): *a* – quenched state, bright-field image ( $\times 120000$ ); *b* – quenched state, bright-field image in the area of the ring  $(111)_{\gamma}$  ( $\times 120000$ ); *c* – quenching + ageing at  $800^{\circ}\text{C}$ , 30 h, bright-field image ( $\times 130000$ ); *d* – quenching + ageing at  $800^{\circ}\text{C}$ , 30 h, dark-field image in the area of the ring  $(222)_{\gamma}$  ( $\times 120000$ )

**Fig. 4.** Effect of volumetric fraction of noncontinuius decomposition products  $Q$  on the wear intensity  $Ih$ , friction coefficient  $K$  (*a*), temperature in the friction zone  $t$  and friction EMF  $E$  (*b*) of the  $\Gamma 19X18A0.8$  alloy in the course of friction with the X12M steel at a rate of 4.5 m/s and loading of 98 N