



Триботехнические свойства высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии при нормальной и повышенной температуре испытаний

Изучена структура, фазовый состав, свойства и триботехнические характеристики высокохромистого чугуна марки 28X32H3Ф и хромоникелевого сплава «никорим». Проведен сравнительный анализ износостойкости чугуна 28X32H3Ф в литом и термообработанном на бейнит состоянии и литого хромоникелевого сплава «никорим». Наибольшей износостойкостью при высоких нагрузках при трибологических испытаниях характеризуются образцы чугуна, прошедшие термическую обработку на бейнит. Сравнение показателей износостойкости чугуна 28X32H3Ф и сплава «никорим» свидетельствует о том, что замена высокохромистого сплава «никорим» на изотермически закаленный чугун является целесообразной и экономически оправданной. Ил. 3. Табл. 5. Библиогр.: 8 назв.

Ключевые слова: высокохромистый чугун, хромоникелевый сплав, бейнит, трибологические испытания, механические свойства, интенсивность износа, коэффициент износостойкости

Structure, phase composition, properties and tribotechnical characteristics of high-chromium cast iron (28X32H3Ф acc. local classification) and high-nickel alloy «Nikorim» have been studied. Comparative analysis of wear resistant characteristics of cast iron (28X32H3Ф acc. local classification) and cast chromium-nickel alloy «Nikorim» have been carried out. Cast iron samples which undergone bainite heat treatment are characterized as the highest wear resistance under high loads at tribotechnical testing. Comparison of the wear resistance values of the cast iron (28X32H3Ф acc. local classification) and «Nikorim» alloy evidences that change from high-chromium «Nikorim» alloy to austempered iron is expedient and economically reasonable.

Keywords: high-chromium cast iron, chromium-nickel alloy, bainite, tribotechnical testing, mechanical properties, wear intensity, wear resistance coefficient

Введение

На металлургических и машиностроительных предприятиях существует много технологических процессов, связанных с работой деталей и механизмов в условиях трения при циклических нагревах и нагрузках (прокатные валки, штамповый и прошивной инструмент, калибры и оправки для прокатки труб).

В указанных условиях износ представляет сложные физические и химические явления, которые протекают в поверхностных слоях контактирующих зон. Знание этих явлений, а также факторов, вызывающих уменьшение трения и износа, позволяет осуществлять подбор литейных материалов для разных технологических процессов [1].

В современной механике под трением понимают широкий круг явлений, вызванных взаимодействием поверхностей твёрдых тел, касающихся при относительном перемещении, а также внутренним движением в твёрдых, жидких и газообразных средах при их деформации.

Изнашивание – процесс отделения материала с поверхности твёрдого тела при трении и накопление остаточной деформации, проявляющейся в постепенном изменении размеров и формы тела.

Существует несколько видов изнашивания: механическое, коррозионно-механическое, абразивное, эрозионное, кавитационное, усталостное изнашивание, изнашивание при заедании, окислительное и электроэрозионное изнашивание.

Трение без смазывания возникает из-за отсутствия на поверхностях трения тел специально введённого смазочного материала. При трении без смазывания дополнительная энергия расходуется на преодоление:

- взаимного механического зацепления неровностей трущихся поверхностей при их относительном перемещении;
- сил межмолекулярного притяжения;
- явления сваривания отдельных острых выступов поверхностей трущихся пар [2].

Износостойкость чугунов, имеющих одинаковые характеристики карбидной составляющей, линейно связана с микротвёрдостью основы и не зависит от химического состава сплава. Чем твёрже при прочих равных условиях металлическая основа, тем более износостойкий чугун.

Способы улучшения механических свойств белых износостойких чугунов заключаются, прежде всего, в изменении размеров, формы и ориентации

карбидов путём влияния на кристаллизацию – увеличением скорости охлаждения, созданием условий направленного роста, модифицированием, перемешиванием, горячей пластической деформацией [3]. Эффективным методом улучшения свойств белых чугунов является также изотермическая закалка на бейнит [4], обеспечивающая формирование наноразмерного бейнитного феррита, и карбидов, которые крепко удерживаются ферритом, с высокой степенью несовершенства кристаллической решётки, которая связана с неравновесной концентрацией углерода, микронапряжениями и повышенной плотностью дислокаций.

Материал и методика исследований

Объектом исследования в данной работе служили образцы белого высокохромистого чугуна в литом и изотермически закалённом состоянии и хромоникелевого сплава «никорим», состав которых приведен в табл. 1. Данные сплавы используют для изготовления прокатного инструмента для станов горячей прокатки труб. Стойкость оправок из сплава «никорим» существенно превышает стойкость оправок из высокохромистого чугуна в литом состоянии. Однако использование сплава «никорим» не является оправданным. В связи с этим целью данной работы является повышение стойкости оправок из высокохромистого чугуна до уровня оправок из «никорима» за счёт изотермической заковки в интервале промежуточных температур.

Химический состав, %	Высокохромистый чугун 28X32H3Ф	Хромоникелевый сплав «никорим»
С	2,7-3,0 %	1,8 %
Cr	30,0-35,0 %	34,0 %
Ni	2,5-3,0 %	57,0 %
Al	–	2,5 %
Ti	–	0,6 %
V	0,2-0,3 %	–
Mn	0,3-0,6 %	0,2 %
Si	1,2 %	0,7 %
Cu	0,4 %	–

Микроструктуру образцов высокохромистого чугуна и хромоникелевого сплава «никорим» выявляли в реактиве Гросбека. Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа «Neophot-21». Термическую обработку высокохромистого чугуна осуществляли по следующей схеме: аустенитизация при температурах 950 и 1050 °С в течение 1 часа в атмосфере проточного аргона, изотермическая выдержка при температуре 350 °С с последующей закалкой в воде.

Микротвердость фаз и структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 по стандартной методике. Фазовый состав образцов изучали на дифрактометре ДРОН-3М в FeK_{α} – излучении. Триботехнические испытания проводили на модернизированной установке трения 2070 СМТ 1, по схеме «вал-плоскость». В качестве контртела использовали Ст 45.

Результаты исследований

Анализ микроструктуры образцов чугуна 28X32H3Ф (рис. 1) свидетельствует о том, что по сечению слитка формируется неоднородная структура. Микроструктура оправки от поверхности (рис. 1а) к центру (рис. 1б) постепенно меняется, наблюдается укрупнение и увеличение количества избыточных карбидов, в центральной части слитка в микроструктуре присутствуют большие избыточные карбиды в виде игл и шестигранников и колонии А+К эвтектики. Малое количество избыточных крупноигловатых карбидов и неравномерное их распределение в поверхностном слое свидетельствует об ускоренном охлаждении оправки при затвердевании и при охлаждении в литейной форме. Аустенито-карбидная эвтектика, формирующаяся в поверхностном слое является тонкодифференцированной с малым межпластинчатым расстоянием сильно разветвленных эвтектических фаз (рис. 1а). В центральной части слитка степень дифференцировки аустенито-карбидной эвтектики уменьшается, то есть формируется более грубодифференцированная эвтектика (рис. 1б). В результате ускоренного охлаждения не успевает произойти распад переохлаждённого аустенита, процесс выделения вторичных избыточных карбидов из твердого раствора и их рост тормозится.

Структура оправок из жаропрочного хромоникелевого сплава по сечению более равномерна (рис. 1в, г), по сравнению с чугуном 28X32H3Ф. Микроструктура жаропрочного хромоникелевого сплава состоит из аустенитной матрицы, избыточных карбидов Cr_7C_3 и малого количества отдельных кристаллов σ -фазы (FeCr).

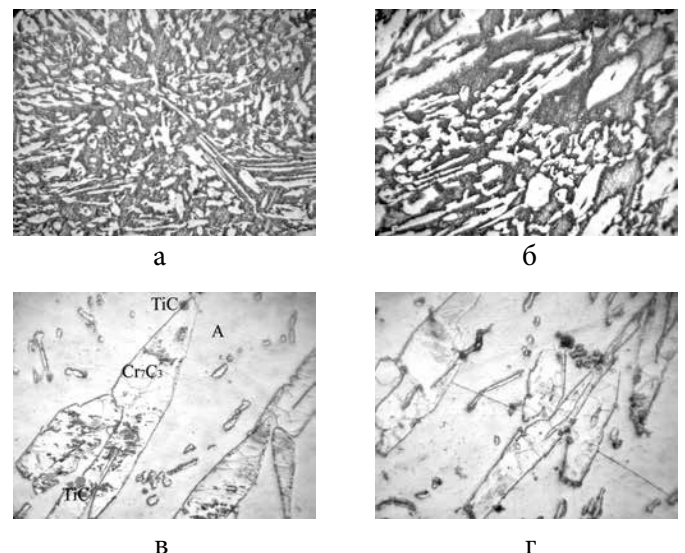


Рис. 1. Микроструктура высокохромистого чугуна марки 28X32H3Ф в литом состоянии: а – поверхность слитка х500, б – центральная часть слитка х600; микроструктура высокохромистого жаропрочного хромоникелевого сплава «никорим»: в – поверхность слитка х500, г – центральная часть слитка х600

Закономерность структурообразования при термической обработке исследуемого чугуна изучали на образцах, подвергнутых аустенитизации при температуре 950 и 1050 °С в течение 60 минут и изотермическим выдержкам в промежуточном интервале температур соответственно с режимами, разработанными ранее для высокохромистых чугунов [5, 6].

На рис. 2 приведены микроструктуры исследуемого чугуна после разных режимов термической обработки. Наблюдается укрупнение вторичных избыточных карбидов, остаточный аустенит претерпевает распад на феррит, карбид хрома Cr_7C_3 и цементит Fe_3C . Наибольшей дисперсностью характеризуется структура чугуна после термической обработки при $T_{ауст} = 1050\text{ °С}$ и $\tau_{ауст} = 1\text{ час}$, $T_{изот} = 350\text{ °С}$ ($\tau_{изот} = 3\text{ ч.}$) (рис. 3б).

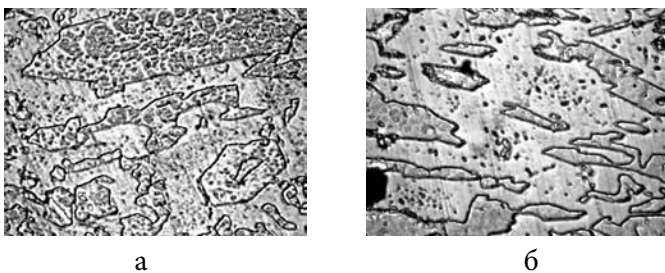


Рис. 2. Микроструктура высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф после изотермической закалки:

а – $T_{ауст} = 950\text{ °С}$, $\tau_{ауст} = 1\text{ ч.}$, $T_{изот} = 350\text{ °С}$, $\tau_{изот} = 3\text{ ч.}$;
б – $T_{ауст} = 1050\text{ °С}$, $\tau_{ауст} = 1\text{ ч.}$, $T_{изот} = 350\text{ °С}$, $\tau_{изот} = 3\text{ ч.}$,
х1000

Фазовый состав исследуемых высокохромистых сплавов изучали с помощью рентгеноструктурного анализа (рис. 3 и табл. 2).

Сравнительные данные рентгеноструктурного анализа исследуемых сплавов приведены в таблице 2: значения $\beta_{0,5}$ линии (011) α , характеризующие степень несовершенства α -фазы, которая присутствует в чугуне в виде феррита; количество распавшегося аустенита (% γ); параметр остаточного аустенита (a_γ) и параметр α -фазы (a_α).

На рис. 3а приведена дифрактограмма высокохромистого чугуна 28Х32Н3Ф в литом состоянии. Фазовый рентгеноструктурный анализ выявил в чугуне 28Х32Н3Ф избыточный карбид Cr_7C_3 и матрицу, состоящую из аустенита в количестве 52 % и феррита – 48 %. Присутствие феррита связано, вероятно, с недостаточной стабильностью аустенита, претерпевающего распад на феррит и карбид в процессе охлаждения. Присутствие феррита в структуре чугуна нежелательно и может быть причиной, наряду с макродефектами, низкой износостойкости и жаропрочности чугуна.

На рис. 3б приведена дифрактограмма хромоникелевого сплава «никорим». В хромоникелевом сплаве рентгеноструктурный анализ позволил выявить избыточный и эвтектический карбид Cr_7C_3 , высоконикелевый аустенит, о чём свидетельствует

высокая интенсивность его линии (111), а также карбид титана TiC и интерметаллид Ni_3Al .

Термическая обработка исследуемого чугуна приводит к изменению его фазового состава [7]. На рис. 3в, г приведены участки дифрактограмм исследуемых образцов высокохромистого чугуна, подвергнутого различным режимам термической обработки. Разница в фазовом составе изученных чугунов после термической обработки состоит в изменении количественного соотношения остаточного аустенита и образовании феррита с разной степенью несовершенства. Карбидная составляющая во всех случаях представлена карбидами Cr_7C_3 и Fe_3C .

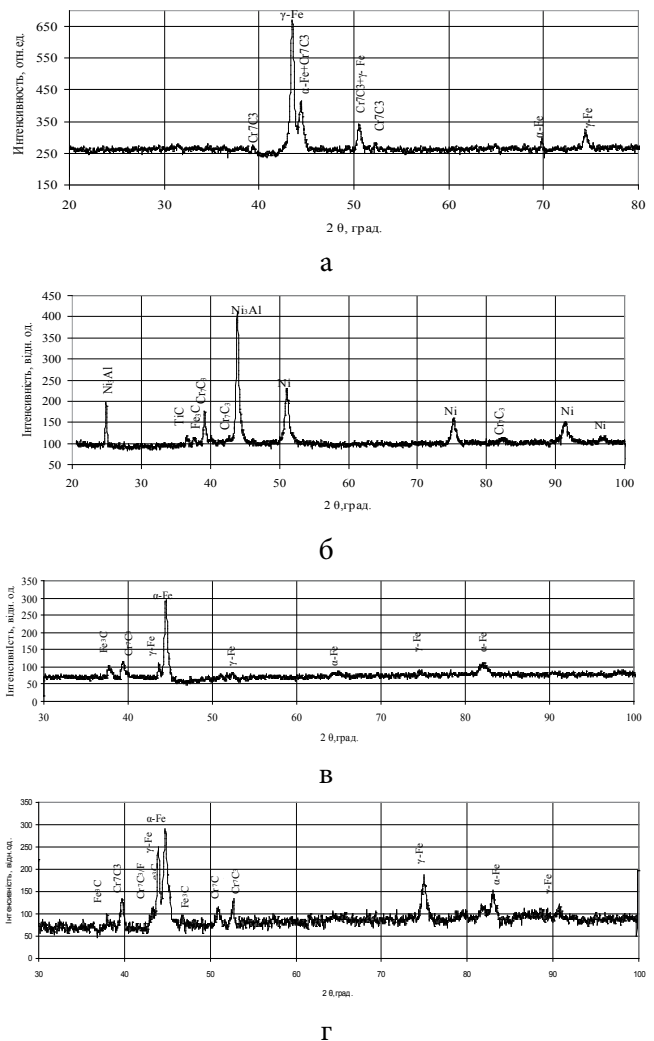


Рис. 3. Участки дифрактограмм высокохромистых сплавов в литом и термообработанном состоянии: а – чугун 28Х32Н3Ф в литом состоянии; б – жаропрочный хромоникелевый сплав «никорим» в литом состоянии; в – чугун 28Х32Н3Ф после изотермической закалки по режиму: $T_{ауст} = 950\text{ °С}$, $\tau_{ауст} = 1\text{ ч.}$, $T_{изот} = 350\text{ °С}$, $\tau_{изот} = 3\text{ год.}$; г – чугун 28Х32Н3Ф после изотермической закалки по режиму: $T_{ауст} = 1050\text{ °С}$, $\tau_{ауст} = 1\text{ ч.}$, $T_{изот} = 350\text{ °С}$, $\tau_{изот} = 3\text{ ч.}$

Таблица 2. Данные рентгеноструктурного анализа исследуемых сплавов

Исследуемые высокохромистые сплавы	a_α по (011) α	a_γ по (022) γ	Степень несовершенства α -фазы ($\beta_{0,5}$)	% γ , в матрице
чугун 28X32H3Ф	2,88	2,48	0,43	52
$T_{\text{ауст}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 1 \text{ ч.}$, $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 3 \text{ ч.}$	2,88	3,59	0,43	20
$T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 1 \text{ ч.}$, $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 3 \text{ ч.}$	2,86	3,57	0,76	40
хромоникелевый сплав «никорим»	–	3,59	–	100

Как следует из данных табл. 2, аустенизация при температуре 950 °С и изотермическая выдержка в промежуточной области температур высокохромистого чугуна исходном (литом) состоянии приводит к тому, что в структуре чугуна присутствует α -фаза, степень несовершенства ($\beta_{0,5}$) решетки которой мала – 0,43, параметр решетки α -фазы (a_α) – 2,88. Наряду с этим в структуре чугунов, охлажденных с температуры 1050 °С после изотермической выдержки в промежуточной области температур присутствует α -фаза, степень несовершенства ($\beta_{0,5}$) решетки которой высока: 0,76, а параметр решетки (a_α) этой α -фазы равен 2,86, количество остаточного аустенита колеблется в пределах 20-40 % в зависимости от температуры аустенизации. Минимальное количество остаточного аустенита наблюдается в структуре чугунов термообработанных с температурой 950 °С.

Максимальное количество остаточного аустенита (40 %) фиксируется в результате аустенизации при температуре 1050 °С и изотермической выдержке в промежуточной области температур (350 °С, $\tau_{\text{изот}} = 3 \text{ ч.}$).

Данные измерения микротвердости продуктов распада аустенита исследованного чугуна в литом и термообработанном состоянии приведены в таблице 3. Максимальную микротвердость продуктов распада аустенита обеспечивает изотермическая закалка литого высокохромистого чугуна при температуре аустенизации 1050 °С и изотермической выдержке 350 °С в течение 3 часов. В структуре этого образца присутствует большое количество метастабильного остаточного аустенита и α -фазы с высокой степенью несовершенства кристаллической решетки ($\beta_{0,5} \approx 0,76$), а также легированные карбиды Cr_7C_3 и Fe_3C , что и обеспечивает высокую микротвердость и твердость.

Анализ значений твердости и микротвердости исследованных чугунов (табл. 3) свидетельствует об удовлетворительной корреляции между данными металлографических, рентгеноструктурных исследований и твердостью термообработанного чугуна.

Таблица 3. Микротвердость продуктов распада аустенита, эвтектических карбидов исследованных сплавов в литом и термообработанном состоянии

Исследованные высокохромистые сплавы	Продукты распада аустенита, МПа	Эвтектические карбиды, МПа	HRC
Литой чугун 28X32H3Ф	3285	18921	49
$T_{\text{ауст}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 1 \text{ ч.}$, $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 3 \text{ ч.}$	3809	22894	54
$T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 1 \text{ ч.}$, $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 3 \text{ ч.}$	4471	26281	55
Хромоникелевый сплав «никорим»	2769	18920	47

Таким образом, для получения максимальной твердости и износостойкости деталей из высокохромистого чугуна с содержанием хрома 30 % в промышленных условиях рекомендуется термическая обработка, состоящая из аустенизации при температуре 1050 °С с последующей изотермической выдержкой в промежуточной области температур (350 °С).

Проведены триботехнические испытания образцов высокохромистого чугуна марки 28X32H3Ф в литом и термообработанном состоянии и хромоникелевого сплава «никорим» в литом состоянии при комнатной температуре. Результаты исследований образцов приведены в табл. 4.

Анализ результатов трибологических исследований проведенных при удельных нагрузках 0,1 – 0,3 кг/мм² (табл. 4) свидетельствует, что с повышением удельной нагрузки растет интенсивность износа (i) чугуна в литом состоянии с $1,85 \times 10^{-9}$ до $16,7 \times 10^{-9}$, а коэффициент износостойкости (n) снижается (с 8,73 до 7,77). Аналогичная зависимость наблюдается и при термической обработке исследуемого чугуна. Однако, термическая обработка чугуна 28X32H3Ф по режиму II ($T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}} = 1 \text{ ч.}$; $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{изот}} = 3 \text{ ч.}$) обеспечивает более высокую износостойкость (интенсивность износа ниже, а коэффициент износостойкости выше), чем при термической обработке по режиму I ($T_{\text{ауст}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}} = 1 \text{ ч.}$; $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{изот}} = 3 \text{ ч.}$).

Результаты триботехнических испытаний чугуна 28Х32Н3Ф в литом и термообработанном состоянии по режиму II близки.

В то же время показатели износостойкости сплава «никорим» при всех исследованных нагрузках (0,02 – 0,04 кг/мм²) ниже, чем у чугуна 28Х32Н3Ф (интенсивность износа сплава «никорим» на порядок выше, а коэффициент износостойкости ниже). Коэффициент износостойкости сплава «никорим» ниже на 10,6 % коэффициента износостойкости чугуна в литом состоянии, на 6 % после термической обработки по режиму I и на 10 % по режиму II. Следовательно, при низких нагрузках эксплуатации предпочтительным является чугун марки 28Х32Н3Ф в литом или термообработанном по режиму II состоянии.

Таблица 4. Результаты исследований на износостойкость высокохромистых сплавов в условиях трения при разных нагружениях

Состояние	Удельная нагрузка, кг/мм ²	Скорость, м/с	Путь трения, км	Интенсивность износа <i>i</i>	Коэффициент износостойкости, <i>n</i>
Чугун 28Х32Н3Ф в литом состоянии	0,1	1	7,2	1,85×10 ⁻⁹	8,73
	0,2	1	7,2	7,1×10 ⁻⁹	8,15
	0,3	1	7,2	16,7×10 ⁻⁹	7,77
Чугун 28Х32Н3Ф термообработанный по режиму I: <i>T</i> _{ауст} = 950 °С, <i>t</i> _{ауст} = 1 ч.; <i>T</i> _{изот} = 350 °С, <i>t</i> _{изот} = 3 ч.	0,1	1	7,2	11,3×10 ⁻⁹	7,94
	0,2	1	7,2	15,25×10 ⁻⁹	7,81
	0,3	1	7,2	19,2×10 ⁻⁹	7,71
Чугун 28Х32Н3Ф термообработанный по режиму II: <i>T</i> _{ауст} = 1050 °С, <i>t</i> _{ауст} = 1 ч.; <i>T</i> _{изот} = 350 °С, <i>t</i> _{изот} = 3 ч.	0,1	1	7,2	6,1×10 ⁻⁹	8,21
	0,2	1	7,2	9,2×10 ⁻⁹	8,03
	0,3	1	7,2	14,4×10 ⁻⁹	7,84
Хромоникелевый сплав «никорим»	0,02	1	7,2	2,6×10 ⁻⁸	7,58
	0,03	1	7,2	4,92×10 ⁻⁸	7,3
	0,04	1	7,2	7,3×10 ⁻⁸	7,13

В работе также проведены триботехнические испытания образцов высокохромистого чугуна в литом и термообработанном состоянии и хромоникелевого сплава «никорим» при нагрузке 500, 750, 1000 Н. Температура в контакте при нагрузке 1000 Н достигала 1000 °С. Результаты исследований приведены в табл. 5.

Анализ данных испытаний на износостойкость в условиях трения (табл. 5) свидетельствует, что с повышением нагрузки с 500Н до 1000 Н и температуры испытаний до 1000 °С чугуна 28Х32Н3Ф в литом и термообработанном по режимам I и II состояний интенсивность износа (*i*) возрастает на порядок, а коэффициент износостойкости уменьшается: для чугуна в литом состоянии на 21 %, при термообработке по режиму I – на 13,6 %, по режиму II – на 8 %.

Наилучшими показателями износостойкости при изменении нагрузок испытаний от 500 Н до 1000 Н характеризуется чугун термообработанный по режиму I: интенсивность износа минимальна, а

коэффициент износостойкости – максимален. Не менее важным является и тот экспериментальный факт, что с повышением нагрузки и температуры испытаний коэффициент трения (μ) уменьшается как для чугуна в литом, так и в термообработанном состоянии и изменяется в пределах 0,36 – 0,38 при нагрузке 1000 Н.

В то же время хромоникелевый сплав «никорим» при тех же нагрузках, при которых испытывали образцы высокохромистого чугуна начал разрушаться. Даже при минимальной нагрузке испытаний 500 Н хромоникелевый сплав «никорим» имеет высокую интенсивностью износа (9,3×10⁻⁷) и соответственно низкий коэффициент износостойкости (6,03), по сравнению с показателями износостойко-

сти высокохромистого чугуна в литом и термообработанном состоянии, а коэффициент трения (μ) составляет 0,4.

Проведенные триботехнические испытания высокохромистых сплавов, в структуре которых присутствуют кристаллы карбидов разной дисперсности, свидетельствуют, что наибольшей износостойкостью при высоких нагрузках характеризуется чугун термообработанный по режиму I: *T*_{ауст} = 950 °С, *t*_{ауст} = 1 ч.; *T*_{изот} = 350 °С, *t*_{изот} = 3 ч. Изотермическая закалка высокохромистого чугуна обеспечивает формирование бейнитной нано-

структурной матрицы и высокие показатели износостойкости [3]. В термообработанных образцах микрочастички карбидов принимают напряжения при трении, а частички менее чем 100 нм упрочняют матрицу, ограничивая её пластическую деформацию, и препятствуют выкрашиванию больших зерен карбидов. В высокохромистых чугунах (Fe-C-Cr) после изотермической закалки, в жаропрочной матрице присутствуют карбиды разного типа Cr₇C₃, Cr₂₃C₆, Fe₃C и разного размера [8].

Выводы

Изучена структура, фазовый состав, триботехнические характеристики, твердость, микротвердость структурных составляющих высокохромистого чугуна марки 28Х32Н3Ф и хромоникелевого сплава «никорим». Проведен сравнительный анализ износостойкости чугуна 28Х32Н3Ф в литом и термообработанном на бейнит состоянии и литого хромоникелевого сплава «никорим». Показано:

Таблица 5. Результаты исследований на износостойкость высокохромистых сплавов в условиях трения при повышенных температурах и разных нагрузках

Состояние	Нагрузка, [Н]	Скорость м/с	Путь трения, км	Интенсивность износа, i	Коэффициент трения, μ	Коэффициент износостойкости, n
Чугун 28X32H3Ф в литом состоянии	500	2	0,6	$1,19 \times 10^{-7}$	0,41	6,92
	750			$2,99 \times 10^{-7}$	0,45	6,52
	1000			$3,77 \times 10^{-6}$	0,37	5,42
Чугун 28X32H3Ф термообработанный по режиму I: $T_{\text{ауст}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}} = 1 \text{ ч.}$; $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{изот}} = 3 \text{ ч.}$	500	2	0,6	$1,56 \times 10^{-8}$	0,44	7,8
	750			$6,22 \times 10^{-8}$	0,43	7,2
	1000			$1,8 \times 10^{-7}$	0,36	6,74
Чугун 28X32H3Ф термообработанный по режиму II: $T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{ауст}} = 1 \text{ ч.}$; $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{изот}} = 3 \text{ ч.}$	500	2	0,6	$6,17 \times 10^{-8}$	0,53	7,21
	750			$1,94 \times 10^{-7}$	0,36	6,71
	1000			$2,9 \times 10^{-7}$	0,38	6,53
Хромоникелевый сплав «никорим»	500	2	0,6	$9,3 \times 10^{-7}$	0,4	6,03

– более однородной структурой по сечению слитка характеризуется жаропрочный хромоникелевый сплав «никорим» в литом состоянии. Чугун 28X32H3Ф характеризуется существенной структурной неоднородностью;

– после термической обработки наиболее благоприятной структурой характеризуется чугун, термообработанный по режиму: $T_{\text{ауст}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ и $\tau_{\text{ауст}} = 1 \text{ ч.}$, $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ ($\tau_{\text{изот}} = 3 \text{ ч.}$);

– разница в фазовом составе исследованных чугунов после термической обработки заключается в изменении количественного соотношения остаточного аустенита и образовании феррита с разной степенью совершенства кристаллической решетки. Карбидная составляющая во всех случаях представлена легированными карбидами Cr_7C_3 и Fe_3C ;

– максимальной твердостью также характеризуется чугун после изотермической выдержки в промежуточной области температур при охлаждении с температуры аустенитизации $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ и изотермической выдержке $350 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 3 часов.

– наличие высокохромистых карбидов обеспечивает высокую твердость обоих сплавов;

– наибольшей износостойкостью при высоких нагрузках при трибологических испытаниях характеризуются образцы чугуна, прошедшие термическую обработку на бейнит по режиму: $T_{\text{ауст}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 1 \text{ ч.}$, $T_{\text{изот}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 3 \text{ ч.}$;

– сравнение показателей износостойкости чугуна 28X32H3Ф и сплава «никорим» свидетельствует о том, что замена высокохромистого сплава «никорим» на изотермически закаленный чугун является целесообразной и экономически оправданной. Таким образом, изотермически закаленный по рациональным режимам чугун 28X32H3Ф может успешно конкурировать с дорогостоящим хромоникелевым сплавом «никорим».

Библиографический список

1. Боуден Ф. П. Трение и смазка твердых тел. / Ф. П. Боуден, Д. М.Тейбор – М.: Машиностроение, 1968. – 543 с.
2. Брыков М. Н. Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов / М. Н. Брыков, Н. Н. Брыков // Трение и износ. – 2006. – С. 108-111.
3. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / Цыпин И. И. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
3. Влияние термической обработки на формирование наноструктурной матрицы в высокохромистых чугунах / В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Гребенева, А. В. Кравченко // Materials Engineering. – Честохов. – Польша. 2010. – С. 68-81.
5. Пат. 59272 А, Україна, МКВ С21D 5/04. Спосіб термічної обробки високолегованого чавуну / В. З. Куцова, А. Ю. Куцов, М. А. Ковзель, Г. В. Мамченко – 20021210426; Заявл. 23.12.2002; Опубл. 15.08.2003, Бюл. № 8. – 1 с.
6. Пат. 69795 А, Україна, МКВ С21D 1/78. Спосіб термічної обробки відливків / В. З. Куцова, А. Ю. Куцов, М. А. Ковзель, Г. В. Мамченко – 20031211118; Заявл. 08.12.2003; Опубл. 15.09.2004, Бюл. № 9. – 2 с.
7. Структура, фазовый состав и распределение элементов в высокохромистых сплавах / В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Животович // МиТОМ. – 2007. – № 3. – Ч.2. – С. 10-23.
8. Влияние режимов термической обработки на морфологию продуктов распада аустенита в высокохромистом чугуне / В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Кравченко, А. В. Животович // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2007. – Вып. 41, Ч.1. – С. 75-84.

Поступила 12.02.2014