

УДК 669.141.25:539.62

В. Г. Новицкий, канд. техн. наук, ведущ. науч. сотр.,
e-mail: v_novytskyy@ukr.net

С. Я. Шипицын, д-р техн. наук, зав. отделом

В. Л. Лахненко, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., уч. секретарь

В. А. Локтионов-Ремизовский, канд. техн. наук, ведущ. науч. сотр.

Н. А. Кальчук, ведущ. инженер

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Трибологические характеристики литых 120X15, 120X15Ю и стандартной 20X13 сталей в условиях граничного трения

В статье представлены результаты исследования трибологических характеристик и процесса формирования вторичной структуры деформированной 20X13 и литых 120X15, 120X15Ю сталей в условиях граничного трения (в зону трения подавалась вода). В исходном состоянии микроструктура стали 20X13 представляет собой феррито-карбидную смесь, состоящую из высокохромистого феррита и карбида типа $Cr_{23}C_6$, а литых сталей 120X15 и 120X15Ю – феррито-карбидную смесь, состоящую из высокохромистого феррита и карбида типа Cr_7C_3 с эвтектикой ($\alpha + Cr_7C_3$) по границам зерен. Испытания образцов на износ в условиях трения скольжения проводили по схеме вал (контртело) – вкладыш (образец). Скорость скольжения составляла 1 м/с, а удельная нагрузка 5 МПа. Фазовый состав и параметры тонкой структуры рабочей поверхности исследуемых сталей до и после испытаний на трение определяли при помощи рентгеноструктурного анализа в железном $K\alpha$ -излучении. Установлено, что интенсивность изнашивания литой стали 120X15Ю в 3 и 2 раза меньше, чем сталей 20X13 и 120X15, соответственно. Следует отметить, что в поверхностных слоях стали 20X13 после трения не наблюдается $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения, и диссипация энергии трения осуществляется за счет тепловых полей и изменения тонкой структуры α -фазы. Структура поверхностных слоев литых сталей 120X15 и 120X15Ю претерпевает более существенные изменения в процессе граничного трения, и, в данном случае, исходная α -фаза обладает большей способностью к накоплению энергии извне за счет изменения тонкой структуры без разрушения. Дополнительным фактором для диссипации энергии трения является протекание $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращений в поверхностных слоях трения литых сталей. При этом для литой стали 120X15Ю устанавливается динамическое равновесие между α - и γ -фазами, и устанавливается практически равенство плотностей дислокаций в α - и γ -фазах. Это обуславливает повышенную износостойкость литой стали 120X15Ю по сравнению с остальными. Полученные результаты могут быть использованы при разработке литых сталей для деталей проточной части унифицированных центробежных насосов типа ЦН 50 и др.

Ключевые слова: хромистая сталь, граничное трение, вторичная структура, интенсивность изнашивания.

Высокая эффективность насосных агрегатов зависит от износостойкости стале-лей, применяемых для деталей проточной части насосов. В процессе пуска и завершения работы насосов возможно контактирование подвижных и неподвижных уплотнений, что приводит к их сильному износу, а в дальнейшем – к увеличению технологических зазоров между уплотнениями. Это вызывает увеличение паразитных потерь, уменьшение КПД насосов, увеличивает энергозатраты для обеспечения работоспособности насосных агрегатов.

Наиболее часто применяемая стандартная сталь 20X13 склонна к схватыванию и не обеспечивает достаточного уровня долговечности уплотнений. Для увеличения долговечности уплотнений их начали изготавливать из литых сталей типа 120X15, состав которых регламентируется спецификой требований, предъявляемых для сталей данного класса.

Высокие показатели износостойкости и коррозионной стойкости стали достигаются при различном содержании углерода: с одной стороны – увеличение содержания углерода отрицательно влияет на коррозионную стойкость, а с другой – увеличение углерода до определенного предела оказывает положительное влияние на износостойкость сталей. Показано [1, 2], что оптимальным сочетанием необходимых эксплуатационных свойств обладает сталь с 0,7–1,3 % углерода и 14–17 % хрома. Такое сочетание углерода и хрома обеспечивает получение на поверхности трения упрочненного слоя [3] с повышенной твердостью. И хотя отмечается [4], что содержание углерода в стали должно составлять 0,75 %, следует увеличить содержание углерода, так как наличие большого количества хрома свяжет часть углерода в сложные карбиды, замедлит диффузию углерода в поверхностный слой трения [5]. Увеличение содержания углерода в стали приведет к утолщению «белого слоя» на поверхности трения, упрочнению стали при пластической деформации [6] и стабилизации стали к коррозионному растрескиванию [7]. Содержание 0,7–1,3 % углерода в стали обеспечит наличие 12–15 % карбидов, которые повысят способность стали сопротивляться воздействию абразива, находящемуся в водной среде.

В работах [8, 9, 10] указывается, что дополнительное легирование хромистой стали рядом элементов приводит к изменению интенсивности изнашивания при различных условиях испытаний. Это достигается за счет дополнительного легирования матрицы и упрочняющей фазы, изменения положений критических точек сплава. Было установлено, что максимальный эффект настает при легировании стали небольшим количеством элемента [11, 12]. Поэтому авторами исследовалось влияние на износостойкость литой хромистой стали, легированной небольшим количеством алюминия.

Целью работы является исследование трибологических характеристик литых 120X15, 120X15Ю и стандартной 20X13 сталей в условиях граничного трения и процесса формирования вторичной структуры в процессе трения.

В качестве исследуемого объекта были выбрана стандартная 20X13 и опытные литые 120X15 (C = 1,16 %; Si = 0,85 %; Mn = 0,6 %; Cr = 14,9 %), 120X15Ю (C = 1,15 %; Si = 0,93 %; Mn = 0,73 %; Al = 0,2 %, Cr = 15,2 %) стали. Режим термической обработки образцов из исследуемых сталей, их твердость (*HRC*) и микротвердость (*HV*) структурных составляющих сталей приведены в табл. 1.

Таблица 1

Режим термической обработки, твердость (*HRC*) и микротвердость структурных составляющих исследуемых сталей (*HV*)

Марка стали	Режим термической обработки	<i>HRC</i>	<i>HV</i> , МПа
			матрица
20X13	закалка от 1020 °С в масло и отпуск при 520 °С	40	3350
120X15	закалка от 1080 °С в масло и отпуск при 580 °С	40	4730
120X15Ю	закалка от 1080 °С в масло и отпуск при 580 °С	40	4920

Рабочая поверхность образцов из исследуемых сталей после механической обработки имела поперечное сечение 10X10 мм. Непосредственно на машине трения при помощи алмазного ролика диаметром 40 мм производилась притирка рабочей поверхности образца, что позволило обеспечить оптимальный контакт рабочих поверхностей образцов с контртелом, которое представляло собой ролик с наружным диаметром 40 мм и толщиной 12 мм. Контртело изготавливали из стали 20X13 с твердостью 38–40 HRC.

Испытания образцов на износ в условиях трения скольжения проводили по схеме вал (контртело) – вкладыш (опытный образец). Отношение площади образца к площади контртела (коэффициент перекрытия) $k \approx 0,08$. Скорость скольжения составляла 1 м/с и удельная нагрузка 5 МПа. Испытания проводили в условиях граничного трения (в зону контакта подавали воду). Образцы до и после испытаний тщательно взвешивали на аналитических весах. Интенсивность изнашивания образцов определяли как отношение потери массы образца (г) к пути трения (км). Количество испытаний для каждого образца составило 3, и это обеспечило надежность 0,95, исходя из рекомендаций работы [10].

Изучение микроструктуры проводили на оптическом микроскопе «EPIQUANT», фазовый состав и параметры тонкой структуры исследуемых сталей определяли при помощи рентгеноструктурного анализа в железном $K\alpha$ -излучении.

Микроструктура стали 20X13 представляет собой феррито-карбидную смесь, состоящую из высокохромистого феррита и карбида типа $Cr_{23}C_6$. Микроструктура стали 120X15 и 120X15Ю представляет собой феррито-карбидную смесь, состоящую из высокохромистого феррита и карбида типа Cr_7C_3 с эвтектикой ($\alpha + Cr_7C_3$) по границам зерен (рис. 1). При этом следует отметить, что микротвердость матрицы стали 120X15 с 0,2 % алюминия существенно выше. Это вызвано дополнительным упрочнением решетки α -фазы, обусловленным присутствием незначительного количества алюминия.

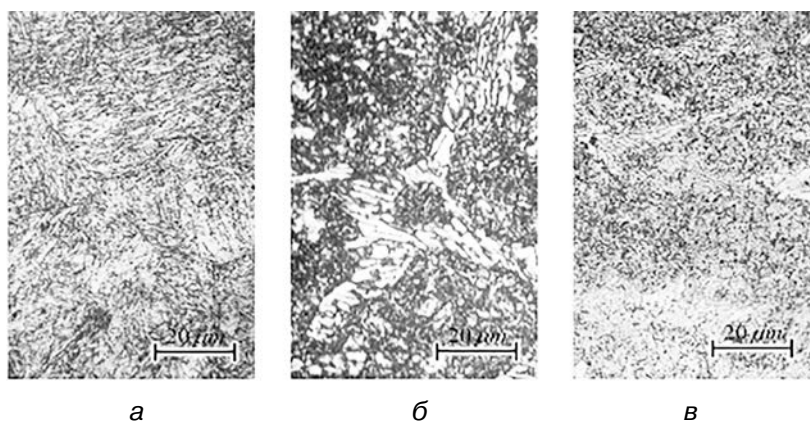


Рис. 1. Микроструктура исследуемых сталей: а – сталь 20X13; б – сталь 120X15; в – сталь 120X15Ю (x800)

Результаты испытаний сталей в условиях граничного трения показали, что наименьшей интенсивностью изнашивания обладает литая сталь 120X15Ю, для которой интенсивность изнашивания в 3 и 2 раза меньше, чем сталей 20X13 и 120X15, соответственно (рис. 2). Можно предположить, что уменьшение интенсивности изнашивания литых сталей по отношению к стандартной деформируемой стали обусловлено появлением эвтектики в исходной структуре литых сталей, а также предварительным накоплением дефектов кристаллической структуры в стандартной стали в процессе ее получения.

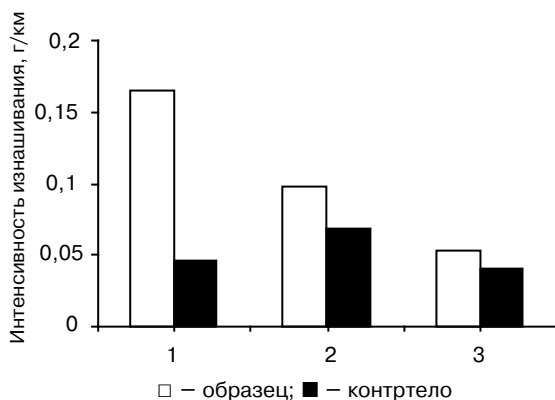


Рис. 2. Интенсивность изнашивания стандартной 20X13 (1), опытных 120X15 (2) и 120X15Ю (3) сталей в условиях граничного трения

когерентного рассеяния (ОКР) D_α и меньшим параметром решетки a_α .

В процессе трения структура поверхностных слоев сталей претерпевает существенные изменения в результате градиентных деформационно-температурных воздействий.

Следует отметить, что в поверхностных слоях стали 20X13 после трения не наблюдается $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения, и диссипация энергии трения осуществляется за счет тепловых полей и изменения тонкой структуры α -фазы. В процессе трения эти изменения выражаются в увеличении микроискажений III рода ($\sqrt{\bar{u}^2}$) $_\alpha$ в 1,5 раза и плотности дислокаций (ρ) $_\alpha$ в 2,2 раза, при этом размер ОКР D_α не изменяется по отношению к исходному состоянию.

Структура поверхностных слоев литых сталей 120X15 и 120X15Ю также претерпевает существенные изменения в процессе граничного трения, но, в данном случае, исходная α -фаза обладает большей способностью к накоплению энергии извне за счет изменения тонкой структуры без разрушения. Для литой стали 120X15 наблюдается уменьшение количества α -фазы в 2 раза, размер областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей D_α уменьшается в 3 раза, микроискажения II рода $(\Delta a/a)$ $_\alpha$ увеличиваются в 1,8 раза, плотность дислокаций (ρ) $_\alpha$ увеличивается в 10 раз.

Для литой стали 120X15Ю также наблюдается уменьшение количества α -фазы в 2 раза, размер областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей D_α уменьшается в 4 раза, микроискажения II рода $(\Delta a/a)$ $_\alpha$ увеличиваются в 1,8 раза, плотность дислокаций (ρ) $_\alpha$ увеличивается в 12,6 раза.

Дополнительным фактором для диссипации энергии трения является протекание $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращений в поверхностных слоях трения. В этом случае для этих сталей устанавливается динамическое равновесие между α - и γ -фазами. При этом нужно отметить, что в поверхностных слоях стали 120X15Ю устанавливается практически равенство плотностей дислокаций в α - и γ -фазах. В данном случае отмечается синкритическое соотношение 50:50 между α - и γ -фазами и плотностями дислокаций в них. Это обуславливает повышенную износостойкость литой стали 120X15Ю по сравнению с остальными сталями. За счет оптимизации тонкой структуры фаз не образуются локальные участки с предельной плотностью несовершенств и максимальными значениями микроискажений, что препятствует зарождению трещин и повышению износа [14]. Полученные результаты могут быть использованы при разработке литых сталей для деталей проточной части унифицированных центробежных насосов типа ЦН 50.

Для более полного изучения изменений фазового состава и параметров тонкой структуры исследуемых сталей в исходном состоянии и после испытаний в условиях граничного трения проводили рентгеноструктурные исследования. Результаты исследований приведены в табл. 2.

Полученные результаты показывают, что в исходном состоянии матрица деформированных и литых сталей представляет собой α -фазу, при этом для стандартной стали тонкая структура α -фазы характеризуется более высокими значениями плотности дислокаций и микроискажений II рода $(\Delta a/a)$ $_\alpha$, меньшим размером областей

Таблица 2
Характеристики поверхностных слоев исследуемых сталей в исходном состоянии и после граничного трения

Сталь	Фаза	Параметр решетки a , нм	Размер ОКР D , нм	Микроискажения		Плотность дислокаций, ρ , 10^{12} см $^{-2}$	Количество γ , %
				$\Delta a/a$	$\sqrt{D^2}$, нм		
20X13	α	$\frac{0,28707}{0,28711}$	$\frac{14}{14}$	$\frac{0,002}{0,002}$	$\frac{0,02}{0,03}$	$\frac{3,0}{6,5}$	-- --
	γ	-- --	-- --	-- --	-- --	-- --	-- --
120X15	α	$\frac{0,28720}{0,28720}$	$\frac{60}{20}$	$\frac{0,0013}{0,0024}$	$\frac{0,021}{0,024}$	$\frac{0,5}{5,0}$	-- --
	γ	-- -- $\frac{0,3600}{0,3600}$	-- -- 20	-- -- $\frac{0,0024}{0,0024}$	-- -- 0,051	-- -- 4,0	-- -- 53
120X15Ю	α	$\frac{0,28727}{0,28727}$	$\frac{59}{14}$	$\frac{0,00125}{0,0023}$	$\frac{0,014}{0,035}$	$\frac{0,5}{6,3}$	-- --
	γ	-- -- $\frac{0,36003}{0,36003}$	-- -- 12	-- -- $\frac{0,0039}{0,0039}$	-- -- 0,048	-- -- 6,7	-- -- 53

Выводы

На основании анализа полученных результатов установлено, что износостойкость литой стали 120X15Ю в 3 и 2 раза больше, чем деформированной 20X13 и литой 120X15 сталей, соответственно. Это достигается за счет формирования в процессе трения структуры поверхностного слоя, способной к диссипации энергии трения, с минимальной интенсивностью изнашивания. В этом случае происходит самоорганизация вторичной структуры с оптимальными параметрами.

Список литературы

1. Тихонович В. И. Разработка новых литых износостойких железохромуглеродистых сплавов для машиностроения за счет управления их структурным состоянием: Автореф. дис. ... докт. техн. наук. – Киев, 1993. – 35 с.
2. Кириевский Б. А., Тихонович В. И., Затуловский С. С. и др. Использование модифицированного хромистого чугуна для повышения долговечности деталей узлов уплотнений гидромашин // В сб.: Литые износостойкие материалы. – К.: Наукова думка. 1969. – С. 87–101.
3. Балтер М. А. Упрочнение деталей машин. – М: Машиностроение, 1978. – 184 с.
4. Щур Е. А., Клещева И. И. Структура и свойства белых слоев, образующихся при высоких скоростях трения // Физ.-хим. механика материалов. – 1978. – Т. 14. – № 3. – С. 62–67.
5. Бабей Ю. А. Об аномальном ускорении диффузии при образовании белых слоев // Физ.-хим. механика материалов. – 1975. – Т. 11. – № 4. – С. 104–106.
6. Коршунов Л. Г., Минц Р. И. Исследование износостойкости метастабильных сталей при сухом трении скольжения // Физ.-хим. механика материалов. – 1969. – Т. 3. – № 2. – С. 569–573.
7. Бабей Ю. И., Хатаршвили М. Г., Терех О. И. Влияние углерода на стабильность белого слоя против коррозионного растрескивания // Физ.-хим. механика материалов. – 1973. – Т. 9. – № 1. – С. 109–111.
8. Марковский Е. А., Кириевский Б. А. Изменение химического состава поверхностных слоев сплавов, деформированных трением // Проблемы трения и изнашивания. – 1974. – № 6. – С. 105–112.
9. Полищук И. Е. Влияние легирования большим количеством марганца, молибдена, ванадия на структуру и износостойкость хромистой стали // В. сб. Литые износостойкие материалы. – К.: Ин-т проблем литья АН УССР, 1975. – С. 47–49.
10. Сидорин И. И., Долгова Н. А., Малюков В. П. Исследование износостойких высоколегированных хромистых сталей // Известия Высших учебных заведений. Машиностроение. – 1969. – Т. 3. – № 10. – С. 133–139.
11. Novytskyy V. G. Effect of nickel on the wear rate of Fe-Cr-C-Ni steel under sliding friction // Tribotest journal, 2004. – Vol. 10. – No. 3. – pp. 264–274.
12. Горский В. В., Иванова Е. К., Тихонович В. И. и др. Поверхностные слои трения и износостойкость легированной ванадием стали 130X15 // Трение и износ. – 1981. – Т. 2. – № 2. – С. 277–282.
13. Веденяпин Г. В. Общая методика экспериментального исследования и обработки опытных данных. – М.: Колос, 1967. – 159 с.
14. Гиндин И. А., Стародубов Я. Д., Аксенов В. К. Структура и прочностные свойства металлов с предельно искаженной решеткой // Металлофизика. 1980. – Т. 2. – № 2. – С. 49–67.

Поступила 10.04.2019

References

1. Tikhonovich, V. I. (1993) Development of new cast wear-resistant iron-chromium carbon alloys for mechanical engineering by controlling their structural state: Thesis abstract. Doctor of Technical Sciences. Kiev, 35 p. [in Russian].
2. Kirievsky, B. A. Tikhonovich, V. I., Zatulovsky, S. S. et al. (1969) Use of modified chromic cast iron to increase the durability of parts of seal assemblies of hydraulic machines. Lityye iznosostoykiye materialy. Kiev: Naukova Dumka, pp. 87–101 [in Russian].
3. Balter, M. A. (1978) Hardening machine parts. Moscow: Mashinostroenie [in Russian].
4. Shur, E. A., Kleshcheva, I. I. (1978) Structure and properties of white layers formed at high velocities of friction. Materials Science, vol. 14, no. 3, pp. 280–284 [in Russian].
5. Babei, YU. I. (1976) Anomalous acceleration of diffusion in white layer formation. Materials Science, vol. 11, no. 4, pp. 481–483 [in Russian].
6. Korshunov, L. G., Mints, R. I. (1972) Investigation of the wear resistance of metastable austenitic steels under dry sliding-friction conditions. Materials Science, vol. 5, no. 5, pp. 461–464. [in Russian].
7. Babei, Yu. I., Khitarishvili, M. G., Terekh, O. I. (1975) Effect of carbon on the resistance of a surface hardened layer to stress corrosion cracking. Materials Science, vol. 9, no. 1, pp. 107–109.

8. Markovskiy, E. A., Kirievsky, B. A. (1974) Changes in the chemical composition of surface layers of alloys deformed by friction. Problemy treniya i iznashivaniya, no. 6, pp. 105–112 [in Russian].
9. Polishchuk, I. E. (1975) Effect of doping with a large amount of manganese, molybdenum, vanadium on the structure and wear resistance of chromium steel. Lityye iznosostoykiye materialy. Kiev: Institute of Casting Problems of the Academy of Sciences of the Ukrainian SSR, pp. 47–49 [in Russian].
10. Sidorin, I. I., Dolgova, N. A., Malyukov, V. P. (1969) Study of wear-resistant high-alloyed chromium steels. Izvestiya Vysshikh uchebnykh zavedeniy. Mashinostroyeniye, vol. 3, no. 10, pp. 133–139 [in Russian].
11. Novytskyy, V. G. (2004) Effect of nickel on the wear rate of Fe-Cr-C-Ni steel under sliding friction. Tribotest journal, vol. 10, no. 3, pp. 264–274 [in Russian].
12. Gorsky, V. V., Ivanova, E. K., Tikhonovich, V. I. et al. (1981) Surface friction layers and wear resistance of 130Kh15-alloyed vanadium steel. Treniye i iznos, vol. 2, no. 2, pp. 277–282 [in Russian].
13. Vedenypin, G. V. (1967) General Methodology of Experimental Study and Treatment of Experimental Data. Moscow: Kolos [in Russian].
14. Gindin, I. A., Starodubov, Ya. D., Aksenov, V. K. (1980) Structure and strength properties of metals with extremely distorted lattice. Metallofizika, vol. 2, no. 2, pp. 49–67 [in Russian].

Received 10.04.2019

В. Г. Новицький, канд. техн. наук, пров. наук. співр., e-mail: v_novytskyy@ukr.net

С. Я. Шипицин, д-р техн. наук, зав. відділом

В. Л. Лахненко, канд. техн. наук, ст. наук. співр., вч. секретар

В. А. Локтіонов-Ремізовський, канд. техн. наук, пров. наук. співр.

Н. А. Кальчук, пров. інженер

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Трибологічні характеристики литих 120X15, 120X15Ю і стандартної 20X13 сталей в умовах граничного тертя

У статті представлено результати дослідження трибологічних характеристик і процесу формування вторинної структури деформованої 20X13 і литих 120X15, 120X15Ю сталей в умовах граничного тертя (в зону тертя подавалася вода). У початковому стані мікроструктура сталі 20X13 являє собою ферито-карбідну суміш, яка складається з високохромистого фериту та карбїду типу $Cr_{23}C_6$, а литих сталей 120X15 і 120X15Ю – ферито-карбідну суміш, що складається з високохромистого фериту та карбїду типу Cr_7C_3 з евтектикою ($\alpha + Cr_7C_3$) по границях зерен. Випробування зразків на зношування в умовах тертя ковзання проводили за схемою вал (контртіло) – вкладиш (зразок). Швидкість ковзання становила 1 м/с, а питоме навантаження 5 МПа. Фазовий склад і параметри тонкої структури робочої поверхні досліджуваних сталей до і після випробувань на тертя визначали за допомогою рентгеноструктурного аналізу в залізному $K\alpha$ -випромінюванні. Встановлено, що інтенсивність зношування литої сталі 120X15Ю в 3 і 2 рази менше, ніж сталей 20X13 і 120X15, відповідно. Слід зазначити, що в поверхневих шарах сталі 20X13 після тертя не спостерігається $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення, і дисипація енергії тертя здійснюється за рахунок теплових полів і зміни тонкої структури α -фази. Структура поверхневих шарів литих сталей 120X15 і 120X15Ю зазнає більш суттєвих змін в процесі граничного тертя, і, в даному випадку, вихідна α -фаза має більшу здатність до накопичення енергії ззовні за рахунок зміни тонкої структури без руйнування. Додатковим фактором для дисипації енергії тертя є протікання $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворень в поверхневих шарах тертя литих сталей. При цьому для литої сталі 120X15Ю встановлюється динамічна рівновага між α - і γ -фазами, і встановлюється практично рівність щільності дислокацій в α - і γ -фазах. Це обумовлює підвищену зносостійкість литої сталі 120X15Ю в порівнянні з іншими. Отримані результати можуть бути використані при розробці литих сталей для деталей проточної частини уніфікованих відцентрових насосів типу ЦН 50 та ін.

Ключові слова: хромиста сталь, граничне тертя, вторинна структура, інтенсивність зношування.

V. G. Novytskyi, Candidate of Engineering Sciences, Leading Researcher,
e-mail: v_novytskyi@ukr.net

S. Ya. Shipitsyn, Doctor of Engineering Sciences, Head of Department

V. L. Lakhnenko, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher, Scientific Secretary

V. A. Loktionov-Remizovsky, Candidate of Engineering Sciences, Leading Researcher

N. A. Kalchuk, Leading Engineer

Physical-Technological Institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine, Kiev

TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS OF CAST 120X15, 120X15Ю AND STANDARD 20X13 STEELS IN CONDITIONS OF BOUNDARY FRICTION

The article presents the results of the study of tribological characteristics and the process of formation of the secondary structure of deformed steel 20X13 and cast steels 120X15 and 120X15Ю under conditions of boundary friction (water was fed into the friction zone). Initially, the microstructure of the steel 20X13 is a ferrite-carbide mixture consisting of high-chromium ferrite and carbide type $Cr_{23}C_6$, and the microstructure of cast steels 120X15 and 120X15Ю is a ferrite-carbide mixture consisting of high-chromium ferrite and carbide type Cr_7C_3 with eutectic ($\alpha + Cr_7C_3$) along the boundaries grains. Tests of specimen's wear under conditions of sliding friction were carried out according to the ring (counterbody) – block (specimen) setup. Sliding velocity was 1 m/s, and the specific load was 5 MPa. The phase composition and parameters of the fine structure of the working surface of the sample steels before and after friction tests were determined using X-ray structure analysis in iron $K\alpha$ -radiation. It has been established that the wear rate of cast steel 120X15Ю is 3 and 2 times less than that of steels 20X13 and 120X15, respectively. It should be noted that in the surface layers of steel 20X13, after friction, $\alpha \leftrightarrow \gamma$ transformations are not observed, and friction energy dissipation occurs due to thermal fields and changes in the fine structure of the α -phase. The structure of the surface layers of cast steels 120X15 and 120X15Ю undergoes more significant changes in the process of boundary friction, and, in this case, the initial α -phase has a greater ability to accumulate energy from the outside due to a change in the fine structure without destruction. An additional factor for the dissipation of friction energy is the occurrence of $\alpha \leftrightarrow \gamma$ transformations in the surface friction layers of cast steels. At the same time, for the cast steel 120X15Ю a dynamic equilibrium is established between the α - and γ -phases, and an almost equal density of dislocations in the α - and γ -phases is established. This leads to increased wear resistance of cast steel 120X15Ю compared with the others. These results can be used in the development of cast steels for the flow-through parts of unified centrifugal pumps such as CN 50, etc.

Keywords: chromium steel, boundary friction, secondary structure, wear rate.