

УДК 669.141.246:546.711

**В. Г. Новицкий, В. П. Гаврилюк, В. Л. Лахненко,
Д. Д. Панасенко, В. Я. Хоружий, Н. А. Кальчук**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЛИТОЙ СТАЛИ Fe-Cr-C В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ СКОРОСТЕЙ СКОЛЬЖЕНИЯ

Показано влияние марганца на исходную структуру литой стали Fe-Cr-C, а также формирование вторичной структуры и трибологических характеристик стали в условиях граничного трения.

Ключевые слова: хромистая сталь, граничное трение, вторичная структура, износ.

Показано вплив марганцю на вихідну структуру литої сталі Fe-Cr-C, а також формування вторинної структури і трибологічних характеристик сталі в умовах граничного тертя.

Ключові слова: хромиста сталь, граничне тертя, вторинна структура, знос.

The influence of manganese on the initial structure of cast steel Fe-Cr-C, and the formation of secondary structure and tribological characteristics of steel in conditions of boundary friction has been shown.

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

Введение

Успешное функционирование узлов трения в условиях ужесточения эксплуатации оборудования может быть обеспечено при использовании специальных материалов, смазок, покрытий, на основе развития новых принципов создания рабочих узлов. Исследования химических и диссипативных процессов в поверхностных слоях трущихся материалов показывают, что поверхность материала в процессе трения резко изменяет свое физическое состояние, меняя механизм контактного взаимодействия. Происходят существенные изменения в суб- и микроструктуре приповерхностных микрообъемов. Изучение кинетики структурных, фазовых и диффузионных превращений, прочностных и деформационных свойств активных микрообъемов поверхности, элементарных актов деформации и разрушения, поиск численных критериев оптимального структурного состояния, оценок качества поверхности должны быть фундаментальной основой в поисках материалов и сред износостойких сопряжений. В тоже время необходимо учитывать закономерности распределения пластической деформации по глубине поверхностных слоев металлических материалов, кинетику формирования вторичной структуры, процессы упрочнения, разупрочнения, рекристаллизации, фазовые переходы, которые, в свою очередь, зависят от внешних механических воздействий, состава и характеристик трущихся материалов и окружающей среды.

В ряде машин и механизмов повышение скоростей является необходимым условием повышения их производительности. Возникает необходимость создания узлов трения, работающих в условиях высоких скоростей скольжения (до 100 м/сек и выше), при низких, повышенных и высоких температурах, в вакууме и агрессивных средах. Такими узлами являются, например, торцовые уплотнения вращающихся валов, которые находят все более широкое применение в различных областях техники благодаря высокой эффективности и преимуществам по сравнению с другими типами уплотнений.

Герметичность и износостойкость торцовых уплотнений при заданном сроке службы определяет их работоспособность. При этом большое значение имеет правильный выбор материалов пары трения. Применяющиеся углеграфитовые материалы, пластмассы, металлопластмассы, керамические и другие материалы обеспечивают надежную работу уплотнений при скоростях ниже 15-20 м/сек. Поэтому создание новых антифрикционных материалов и исследование их износостойкости в условиях высоких скоростей скольжения имеет большое значение для решения этого вопроса. Большие возможности для создания износостойких материалов открывает порошковая металлургия, но большой потенциал еще сохраняется за литыми сплавами с гетерогенной структурой.

Торцовые уплотнения в последние годы получают все более широкое распространение, так как при правильном выборе материалов имеют большую долговечность. Работают практически с нулевой утечкой, удовлетворительно работают при сравнительно большом биении вала, малочувствительны к осевым смещениям вала и не требуют обслуживания в период нормальной работы. Эти качества делают их незаменимыми в химическом машиностроении, газотурбостроении, ракетостроении и других областях техники. Торцовые уплотнения также широко применяют для тракторов, сельскохозяйственных машин, угольных и проходческих комбайнов и др. Ежегодно выпускается более 12 млн уплотнительных колец, и из них треть идет как запасные части [1].

Широкое применение торцовых уплотнений в различных условиях трения предопределило широкий спектр применяемых материалов для их изготовления, они изготавливаются из бронз, хромистых сталей и чугунов [1-4]. В последние годы детали торцовых уплотнений изготавливают также из углеграфитовых материалов, керамики, силицированного графита различных марок, карбида кремния [5]. При работе торцовых уплотнений в условиях гидродинамической и граничной смазки актуальным остается применение как традиционных материалов, так и материалов с метастабильной матрицей, упрочненной карбидной фазой [1, 4].

В качестве материалов для торцовых уплотнений представляет интерес использование материалов, которые разрабатывались для щелевых уплотнений, уплотнительных колец рабочих колес и деталей узлов гидравлической разгрузки центробежных насосов. Были определены закономерности влияния исходной структуры сплавов системы Fe-Cr-C на формирование характеристики вторичной структуры, обеспечивающей максимальную износостойкость в условиях граничного трения [6, 7]. При этом следует отметить, что испытания проводились при контакте металл-металл, поэтому представляет интерес исследовать эти материалы при контакте с неметаллическими материалами, в частности с углеграфитами. Это позволит проследить особенности изменения вторичной структуры и определить оптимальную исходную структуру и оптимальный химический состав.

Целью работы является исследование трибологических характеристик литой стали типа Fe-Cr-C, дополнительно легированной марганцем, а также формирование вторичной структуры стали в условиях граничного трения.

Методика проведения исследований

В качестве исследуемого объекта была выбрана литая сталь (ЛС) типа 120X16 (в %, C = 1,18-1,23 ; Al = 0,16-0,35; Si = 0,22-0,38; Cr = 14,7-17,1), легированная марганцем, %: № 1,2 – 1, 2; № 3 – 1,46; № 4 – 2,9; № 5 – 7,9 – исследовалась в

литом состоянии, а ЛС № 2-5 подвергались термической обработке по следующему режиму: закалка в масло от 1060 °С и последующий отпуск при 580 °С. Твердость (HRC) ЛС в зависимости от дополнительного легирования марганцем составила: 34 HRC – № 1, 35 – 2; 38 – 3; 48 – 4; 36 – 5.

Рабочая поверхность образцов из исследуемых ЛС после механической обработки имела поперечное сечение 10×10 мм. Непосредственно на машине трения при помощи алмазного ролика диаметром 40 мм производилась притирка рабочей поверхности образца, что позволило обеспечить оптимальный контакт рабочих поверхностей испытываемых образцов с контртелом, которое представляло собой ролик с наружным диаметром 40 мм и толщиной 12 мм. Контртело изготавливали из графитобаббитового материала марки АО-1500-Б83 ТУ 48-4802-3-2001.

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 8 м/с, а удельная нагрузка 5 МПа. Испытания проводили в условиях граничного трения (в зону контакта подавали воду).

Образцы до и после испытаний взвешивали и определяли потерю массы образца. До начала испытаний определяли также плотность каждого испытываемого образца [8, 9], что позволило по потере массы, учитывая его плотность, определить интенсивность объемного изнашивания.

Интенсивность объемного изнашивания образцов (I_v) определяли как отношение объема изношенного материала (мм³) 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», химический состав структурных составляющих исследуемых ЛС определяли при помощи сканирующего электронного микроскопа с микроанализатором РЭММА–102.

Фазовый состав и параметры тонкой структуры исследуемых сталей определяли при помощи рентгеноструктурного анализа в железном $K\alpha$ -излучении.

Результаты исследований и их обсуждение

На формирование гетерогенной структуры исследуемых ЛС существенное влияние оказывают количество марганца в ЛС и режим термической обработки. Структура ЛС № 1 в литом состоянии представляет собой зерна аустенита (γ -фаза), по границам которых расположена карбидная эвтектика (рис. 1, а). После закалки и последующего отпуска структура этой же ЛС (№ 2) состоит из феррито-карбидной смеси с незначительным количеством остаточного аустенита и карбидной эвтектики по границам зерен (рис. 1, б). При незначительном увеличении содержания марганца в ЛС вышеперечисленные структурные составляющие характерны и для ЛС № 3 (рис. 1, в). Дальнейшее увеличение содержания марганца в ЛС приводит к увеличению остаточного аустенита в структуре ЛС (рис. 1, г), и полностью аустенитная структура стали наблюдается для ЛС № 5, когда содержание марганца в ЛС составляет 7,9 % (рис. 1, д).

Характеристики структурных составляющих исследуемых ЛС приведены в таблице 1.

Как следует из анализа результатов, представленных в таблице 1, микротвердость матрицы для ЛС №1 в литом состоянии имеет наименьшее значение, а микротвердость матрицы ЛС после термической обработки практически одинакова и не зависит от содержания марганца в ЛС. Микротвердость карбидной эвтектики также имеет минимальное значение для ЛС № 1 в литом состоянии и одинакова для всех ЛС после термической обработки.

Испытания исследуемых ЛС на износостойкость в условиях граничного трения показали (рис. 2), что исходная структура ЛС существенно влияет на интенсивность изнашивания ЛС. Так интенсивность изнашивания ЛС № 1, которая имеет аустенитную структуру в литом состоянии, в 24 раза больше, чем интенсивность

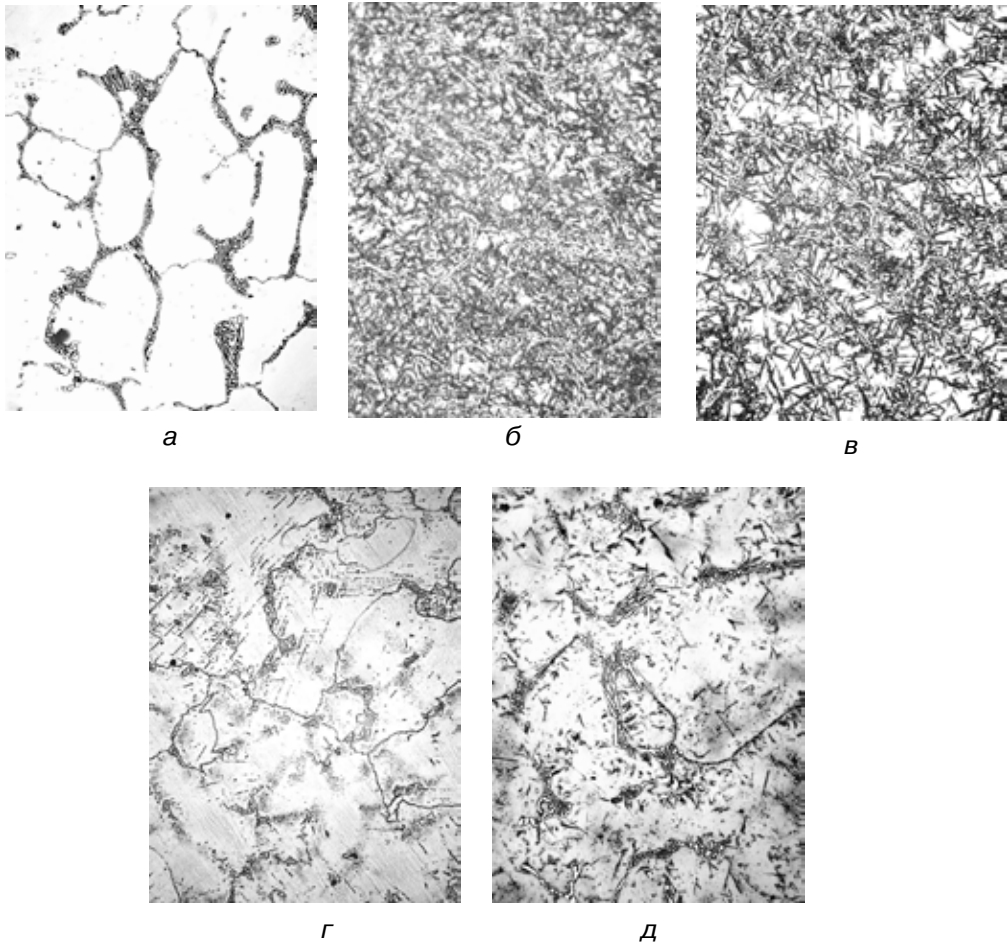


Рис. 1. Микроструктура ЛС типа 120X16, дополнительно легированной марганцем в количестве, %: а, б – 1,2 (ЛС № 1 и 2); в – 1,46 (ЛС № 3); г – 2,9 (ЛС № 4); д – 7,9 (ЛС № 5); литое состояние – а; после закалки в масло от 1060 °С и последующего отпуска при 580 °С – б-д, $\times 500$

изнашивания этой ЛС (№ 2) после закалки и отпуска, при этом интенсивность изнашивания контртела также увеличивается в 49 раз, а коэффициент трения – в 2 раза. Таким образом, ЛС с исходной аустенитной структурой, полученной непосредственно после литья, имеет низкие триботехнические характеристики. В то же время интенсивность изнашивания ЛС после закалки и отпуска с увеличением содержания марганца в ЛС увеличивается, но не достигает той величины, которая наблюдается для ЛС № 1 в литом состоянии. Так интенсивность изнашивания ЛС с увеличением содержания марганца в ЛС с 1,2 до 1,46; 2,9; 7,9 % увеличивается в 1,1; 8; 2,4 раза, при этом коэффициент трения уменьшается в 1,25-1,6 раза. Характер изменения интенсивности изнашивания стали в зависимости от содержания в ней марганца аналогичен результатам, полученным в работе [7] при испытании этой ЛС в паре с контртелом, изготовленным из стали 20X13, но величина интенсивности изнашивания в нашем случае на 4 порядка меньше.

Следует отметить, что интенсивность изнашивания ЛС обусловлена как различием их исходных структур, полученных за счет изменения содержания марганца в ЛС, так и особенностями перераспределения легирующих элементов на поверхностях трения образцов и характеристиками вторичной структуры, формируемой в поверхностных слоях трения. Изменение химического состава поверхности образцов приведено в табл. 2.

Таблица 1. Твердость и микротвердость структурных составляющих, исследуемых ЛС

Номер ЛС	Структурная составляющая	Твердость (HRC)	Микротвердость, МПа
1	ЛС	34	
	матрица		5806
	карбидная эвтектика Me_7C_3		8920
2	ЛС	35	
	матрица		7660
	карбидная эвтектика Me_7C_3		сложно определить
3	ЛС	38	
	матрица		7660
	карбидная эвтектика Me_7C_3		14480
4	ЛС	48	
	матрица		7253
	карбидная эвтектика Me_7C_3		14480
5	ЛС	36	
	матрица		7660
	карбидная эвтектика Me_7C_3		14480

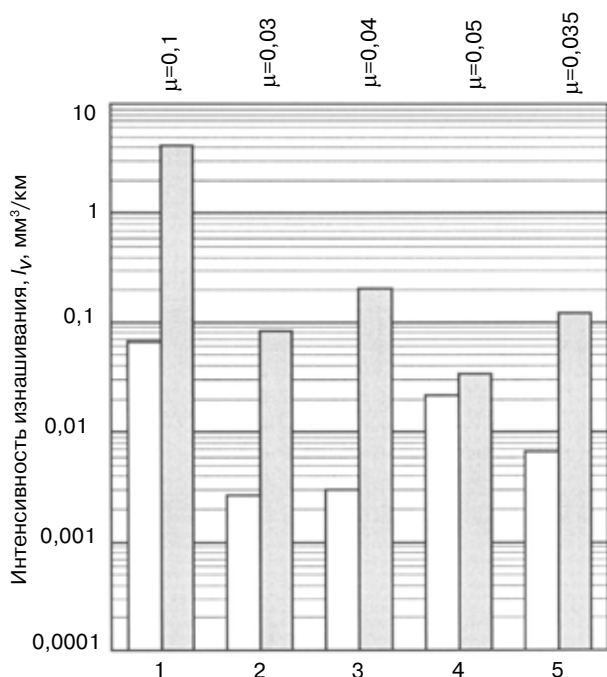


Рис. 2. Интенсивность изнашивания ЛС типа 120X16 с содержанием марганца, в %: 1,2 (1, 2), 1,46 (3), 2,9 (3), 7,9 (5) в литом состоянии (1) и после термообработки (2-5) в условиях граничного трения; □ – образец, ■ – контртело

Нельзя однозначно объяснить повышение износостойкости ЛС № 2 вследствие изменения химического состава поверхностного слоя ЛС № 1 (после литья) и № 2 (после ТО) до и после трения. В то же время, можно констатировать, что изменение химического состава поверхностей сталей № 2, 3, 4, 5 (после ТО) имеет общую тенденцию, а именно – на поверхности трения ЛС увеличивается содержание алюминия, кремния, марганца и уменьшается содержание хрома. Следует отметить, что после трения на поверхностях сталей появляются мягкие металлы свинец и олово, которые переходят с поверхностей контртел, и их суммарное содержание на поверхности ЛС № 2-5 (после ТО) увеличивается с 1,23 до 2,11 %. В то же время увеличение содержание свинца и олова на поверхности трения ЛС № 2-5 показывает, что с увеличением содержания марганца в ЛС не происходит уменьшения их интенсивности изнашивания.

Таблица 2. Химический состав поверхности ЛС типа 120X16, легированных марганцем до и после граничного трения

Номер ЛС	Состояние поверхности	Состав поверхности, %мас.									
		Al	Si	Mn	Cr	Cu	Pb	Sn	Sb	Ca	Fe
1	исходное	0,35	0,38	1,2	17,1						остальное
	после трения	0,38	0,83	1,54	16,8	0	0,23	0,83	0,1	0,2	остальное
2	исходное	0,35	0,38	1,2	17,1						остальное
	после трения	0,5	0,6	1,24	16,23	0	0,29	0,94	0	0,48	остальное
3	исходное	0,18	0,38	1,46	16,45						остальное
	после трения	0,36	0,44	1,48	16,0	0	0,3	1,1	0,07	0,29	остальное
4	исходное	0,16	0,25	2,9	15,9						остальное
	после трения	0,21	0,47	3,07	15,3	0	0,49	1,62	0	0,28	остальное
5	исходное	0,35	0,22	7,9	14,7						остальное
	после трения	0,43	0,41	8,0	14,53	0	0,48	1,63	0	0,3	остальное

Примечание: содержание углерода в ЛС в исходном состоянии было 1,18-1,27 %; химический состав контртел из графитобаббитового материала в исходном состоянии является следующим, %: C-80,34; Si-0,67; Cu-0,32; Pb-3,1; Sn-12,2; Sb-2,2; Fe-0,1

Вероятно, определяющим фактором является формирование на поверхности ЛС в процессе трения вторичной структуры с оптимальными характеристиками.

Рентгеноструктурные исследования исходной структуры ЛС № 1 в литом состоянии показали, что матрица ЛС состоит из аустенита с минимальным параметром кристаллической решетки. После закалки и отпуска этой ЛС (№ 2), содержание аустенита в матрице уменьшается до 20 %, а плотность дислокаций ρ_{γ} увеличивается в 2,6 раза. К сожалению, вследствие размытости линии 311 не удалось определить остальные параметры тонкой структуры ЛС № 2, а характеристики α -фазы нельзя сравнить в связи с отсутствием α -фазы в структуре ЛС № 1.

Рентгеноструктурные исследования исходной структуры ЛС № 2-5 (рис. 3) показали, что с увеличением содержания марганца в структуре ЛС увеличивается содержание γ -фазы с 20 до 100 %, при этом плотность дислокаций ρ_{γ} уменьшается в 3,4 раза. Остальные параметры тонкой структуры для γ -фазы не удалось определить вследствие размытости линии 311. Максимальные значения параметра α -фазы отмечаются для ЛС № 2 и 3, в тоже время микроискажения II ($\Delta a/a$) α , и III рода ($\sqrt{u^2}$) α , размер блоков мозаики $D\alpha$ и плотность дислокаций $\rho\alpha$ увеличиваются с увеличением содержания марганца в ЛС, а плотность дислокаций ρ_{γ} и суммарная концентрация дефектов упаковки $(1,5\alpha + \beta)\gamma$ уменьшаются.

После испытаний ЛС № 2-5 в условиях граничного трения в поверхностных слоях ЛС № 2 и 3 γ -фаза не обнаружена, а в ЛС № 4 и 5 ее содержание уменьшилось с 66 и 100 до 35 и 95 % соответственно. Параметр решетки γ -фазы в поверхностных слоях трения ЛС увеличивается с увеличением содержания марганца в ЛС как и плотность дислокаций $\rho\alpha$. В тоже время микроискажения II рода ($\Delta a/a$) α , размер блоков мозаики $D\alpha$ и суммарная концентрация дефектов упаковки $(1,5\alpha + \beta)\alpha$ уменьшаются.

При минимальной интенсивности изнашивания, наблюдаемой для ЛС № 2, в поверхностном слое трения обнаруживается максимальная величина микроискажений II рода ($\Delta a/a$) α , блоков мозаики $D\alpha$, суммарной концентрации дефектов упаковки $(1,5\alpha + \beta)\alpha$, но при этом наблюдается минимальная плотность дислокаций $\rho\alpha$.

Полученные результаты показали, что ЛС типа Fe-Cr-C, дополнительно легированные марганцем в количестве 1,2 %, можно использовать для деталей торцового уплотнения.

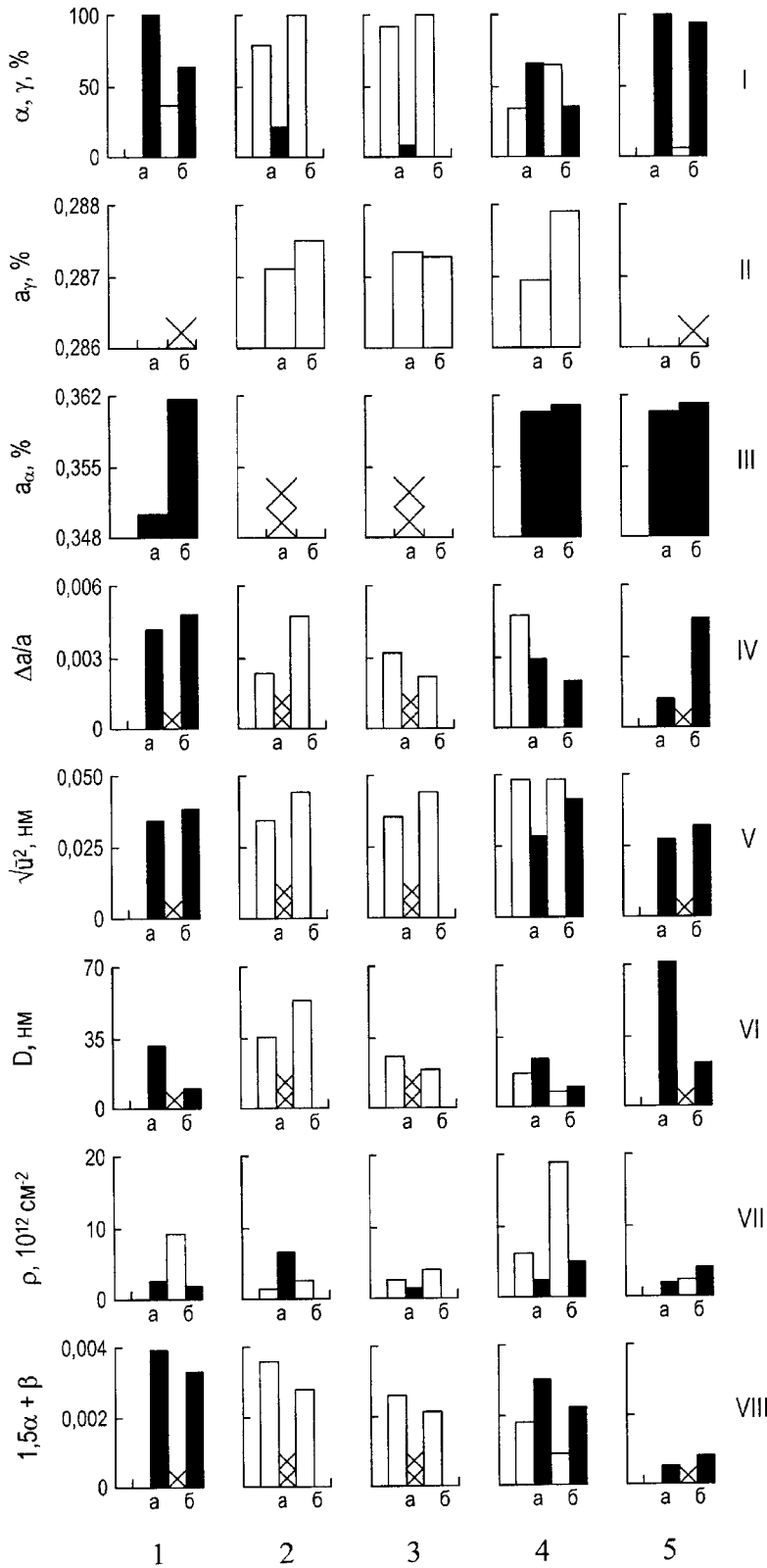


Рис. 3. Характеристики приповерхностной структуры ЛС типа 120X16 с содержанием марганца, (в %) 1,2; (1, 2), 1,46 (3); 2,9 (3), 7,9 (5); в литом состоянии (1) и после термообработки (2, 3, 4, 5); в исходном состоянии (а) и после граничного трения (б) I – количество γ -фазы, %; II – период решетки a_γ , нм; III – период решетки a_α , нм; IV – микроискажения II рода, $(\Delta a/a)$; V – микроискажения III рода $(\sqrt{i^2})$, нм; VI – истинный размер областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей D, нм; VII – плотность дислокаций ρ , 10^{12}cm^{-2} ; VIII – суммарная концентрация дефектов упаковки $(1.5\alpha + \beta)$; X – данные для α -фазы нельзя получить из-за размытости линий (220); XX – данные для γ -фазы нельзя получить из-за размытости линии (311); \square – значения для γ -фазы; \blacksquare – значения для α -фазы.

Выводы

На основании проведенных исследований установлено:

- Увеличение содержания марганца в ЛС позволяет получить для ЛС после ТО исходную структуру, состоящую из $(\alpha + \gamma)$ фаз и карбидной эвтектики, а исходная структура ЛС, содержащая 7,9 % марганца, состоит из γ -фазы и карбидной эвтектики. Изменение фазового состава в исходной структуре ЛС предопределило особенности формирования вторичной структуры в процессе трения, тем самым трибологические характеристики ЛС.

- В условиях граничного трения наименьшая интенсивность изнашивания наблюдается для ЛС № 2, исходная структура которой состоит из 80 % α -фазы и 20 % γ -фазы. В этом случае в процессе трения формируется вторичная структура состоящая из α -фазы, тонкая структура которой характеризуется максимальной величиной микроискажений II рода $(\Delta a/a)\alpha$, размера блоков мозаики $D\alpha$, суммарной концентрации дефектов упаковки $(1,5\alpha + \beta)\alpha$, но минимальной плотностью дислокаций $\rho\alpha$. Интенсивность изнашивания стали с увеличением содержания марганца с 1,2 до 1,46; 2,9; 7,9 % увеличивается в 1,1; 8; 2,4 раз соответственно.



Список литературы

1. Выбор материала для уплотнительных колец торцовых уплотнений машин / А. Д. Зуев, В. И. Канторович, И. И. Цыпин, В. А. Гольдштейн // Вестник машиностроения. – 1986. – № 7. – С. 20-22.
2. Исследование коэффициента трения торцовых уплотнений / А. А. Тупицын, В. К. Погодин, Э. А. Михайлюк, Б. Д. Комаров // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2001. – № 12. – С. 28-29.
3. Исследование причин аномального износа торцового уплотнения винтового насоса. II Перераспределение химических элементов у поверхности трения / О. Ф. Кириенко, Н. Б. Цветкова, А. И. Берденников, С. А. Шацова // Трение и износ. – 1985. – Т. 6. – № 4. – С. 674-683.
4. Мустафаев С. И., Браун Э. Д., Хаймзон О. Е. / Износостойкость материалов, перспективных для изготовления торцовых уплотнений горных машин // Вестник машиностроения. – 1982. – № 1. – С. 33-35.
5. Гордеев В. В. НПК «Герметик» – специализированное производство торцовых уплотнений для всех отраслей народного хозяйства // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2001. – № 8. – С. 14-17.
6. Novytskyy V. G. Wear rate of Fe-Cr-C-Mn steels under sliding friction // Proc. of 4th AIMETA International Tribology Conf. – Rome: Italy, 2004. – P. 45-54.
7. Novytskyy V. G., Havryliuk V. P., and Tikhonovich V. I. Effect of Copper on Wear Rate of Stainless Fe-Cr-C-Cu steels for power industry under sliding friction // Proc. of the 4th European Stainless Steel Science and Market Congress. – Paris: France, 2002. – P. 380-385.
8. Руководство по эксплуатации. Комплект для определения плотности к весам AX/AT/AG и PG-S/PG/PR. Mettler-Toledo. GmbH 2001
9. Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов. Т 1. Физические методы исследования металлов / Под ред. С. Т. Кишкина. – М.: Машиностроение, 1971. – 554 с.
10. Веденягин Г. В. Общая методика экспериментального исследования и обработки опытных данных. – М.: Колос, 1967. – 159 с.

Поступила 11.12.2014