

Научная статья

УДК 621.785.5:620.178

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ, ТВЕРДОСТИ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ПОДШИПНИКОВЫХ СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Г.С. Севальнев¹, А.В. Востриков¹, Д.Ю. Нефедкин¹, В.В. Моисеенков¹,
Р.Б. Волков², Е.И. Ульянов¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

²Открытое акционерное общество «ОК-Лоза», Лоза, Сергиево-Посадский район, Московская область, Россия; okloza@okloza.ru

Аннотация. Проведен сравнительный анализ микроструктуры, размера и распределения карбидов, твердости и триботехнических свойств при исследованиях и испытаниях в одинаковых условиях серийно используемых в российской промышленности подшипниковых сталей марок 60X13C-ШД, 95X18-Ш и 110X18M-ШД. По результатам исследований выявлены марки сталей, обладающие после упрочняющей термической обработки комплексом оптимальных свойств.

Ключевые слова: подшипниковые стали, 60X13C-ШД, 95X18-Ш, 110X18M-ШД, микроструктура, размеры карбидов, износостойкость

Для цитирования: Севальнев Г.С., Востриков А.В., Нефедкин Д.Ю., Моисеенков В.В., Волков Р.Б., Ульянов Е.И. Исследование структуры, распределения карбидной фазы, твердости и триботехнических характеристик высокохромистых подшипниковых сталей мартенситного класса // Труды ВИАМ. 2023. № 10 (128). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.

Scientific article

STUDY OF THE STRUCTURE, DISTRIBUTION OF CARBIDE PHASE, HARDNESS AND TRIBOTECHNICAL CHARACTERISTICS OF HIGH-CHROMIUM BEARING STEELS OF THE MARTENSITIC CLASS

G.S. Sevalnev¹, A.V. Vostrikov¹, D.Yu. Nefedkin¹, V.V. Moiseenkov¹, R.B. Volkov², E.I. Ulyanov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

²OK-LOZA Open Joint Stock Company, Loza, Sergiyev-Posadsky district, Moscow region, Russia; okloza@okloza.ru

Abstract. The paper presents a comparative analysis of the microstructure, size and distribution of carbides, hardness and tribotechnical properties during research and testing under the same conditions of bearing steel grades 60Kh13S-ShD, 95Kh18-Sh and 110Kh18M-ShD, commercially used in the Russian industry. Based on the results of the research, steel grades were identified that have the best set of properties after hardening heat treatment.

Keywords: bearing steels, 60Kh13S-ShD, 95Kh18-Sh, 110Kh18M-ShD, microstructure, carbides size, wear resistance

For citation: Sevalnev G.S., Vostrikov A.V., Nefedkin D.Yu., Moiseenkov V.V., Volkov R.B., Ulyanov E.I. Study of the structure, distribution of carbide phase, hardness and tribotechnical characteristics of high-chromium bearing steels of the martensitic class. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.

Введение

Наиболее распространенным материалом для изготовления подшипников качения, в том числе прецизионных, является сталь [1–4]. Существует постоянная необходимость в улучшении качества данного вида сплава [5–11].

Как и во всем мире, в отечественном машиностроении для производства подшипников используют средне- и высокоуглеродистые стали, дополнительно легированные карбидообразующими элементами – хромом, молибденом, ванадием, вольфрамом. При разработке таких сталей учитывают внешние условия и экстремальные воздействия при эксплуатации. Созданы российские марки сталей различных систем легирования – начиная от марки ШХ-15 (аналога стали AISI 52100) до комплексно-легированных теплостойких сталей ЭИ347 (8X4B9Ф2) и ВКС241 (8X5M3BФБ) – аналогов марки М50 [1, 12–15].

Для изготовления прецизионных подшипников качения, работающих в условиях коррозионно-агрессивных сред, необходимы стали с содержанием хрома >13 % (по массе). Высокая концентрация углерода и хрома приводит к увеличению размера карбидной фазы, которая негативно влияет на механические и триботехнические характеристики сталей, а также является концентратором напряжений и источником повышенных вибраций.

В настоящее время в российской промышленности для изготовления миниатюрных приборных прецизионных подшипников качения (рис. 1) применяют марки сталей 60X13С-ШД, 95X18-Ш, 110X18М-ШД. Благодаря термической обработке они обладают мелкодисперсной структурой с различным размером карбидов и уровнем твердости >58 HRC, высокими механическими и триботехническими характеристиками.



Рис. 1. Прецизионные приборные подшипники качения

Несмотря на широкую распространенность данных марок сталей, сравнительный анализ их микроструктуры и свойств, исследованных в одинаковых условиях, ранее не проводили, что стало целью данной работы.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования применяли подшипниковые стали марок 60X13С-ШД, 95X18-Ш и 110X18М-ШД с различным содержанием углерода и хрома, которые серийно используют при производстве прецизионных подшипников качения различного типоразмера на промышленном предприятии ОАО «ОК-Лоза». Для сравнения дополнительно исследовали свойства стали марки 40X13. Химический состав изученных сталей соответствовал требованиям ГОСТ 5632–2014 «Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки», ТУ 14-19-106–90 «Прутки из коррозионностойкой стали марки 60X13С-ШД с нормированным размером карбидов» и ТУ 14-1-3045–80 «Прутки из коррозионностойкой стали. Марки 60X13С-ШД и 110X18М-ШД двойного переплава (электрошлакового + вакуумного дугового)». Химический состав сталей представлен в таблице.

Химический состав исследуемых сталей [16]

Сталь	Содержание элементов, % (по массе)				
	C	Mn	Si	Cr	Mo
40X13	0,35–0,44	≤0,6	≤0,6	12,0–14,0	–
60X13C-ШД*	0,56–0,63	0,2–0,6	1,2–1,6	13,0–13,9	–
95X18-Ш	0,9–1,0	≤0,8	≤0,8	17,0–19,0	–
110X18M-ШД	1,10–1,12	0,5–1,0	0,53–0,93	16,5–18,0	0,5–0,8

* Дополнительно содержит элементы, % (по массе): 0,05 Ca; 0,05 Ce; 0,05 Zr.

Термическую обработку образцов, вырезанных из прутков диаметром 20 мм, проводили по режиму, оптимальному для стали 95X18-Ш [1, 6]: закалка с температуры 1070 °С с последующим охлаждением в масле, обработка холодом при –75 °С и заключительный низкий отпуск при 160 °С. Данный режим позволяет получить уровень твердости исследуемых марок сталей >58 HRC.

Металлографический анализ структур сталей после упрочняющей термической обработки проводили на оптическом микроскопе при увеличении ×1000. Объемную долю избыточной карбидной фазы оценивали с помощью программы с открытым исходным кодом ImageJ путем обработки изображения с применением монохроматической бинаризации.

Твердость HV1 определяли в соответствии с ГОСТ 2999–75 методом Виккерса с помощью твердомера при нагрузке 10 Н.

Триботехнические характеристики исследовали в условиях сухого трения скольжения по схеме «шарик–диск» при линейной скорости вращения ~0,15 м/с и нагрузке 10 Н с использованием трибометра. Контртелом являлся шарик диаметром 6 мм из хромистой стали ШХ15-ШД (аналог стали AISI 52100) твердостью 64 HRC. Для оценки пути трения до приработки $L_{пр}$ использовали график изменения коэффициента сухого трения скольжения при фрикционном взаимодействии образца и контртела. Интенсивность изнашивания W рассчитывали по формуле

$$W = \frac{ls}{PL_{пр}}, \text{ мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м}),$$

где l – длина окружности, мм; s – площадь поперечного сечения дорожки износа, мм²; P – нагрузка, Н; $L_{пр}$ – путь трения до приработки, м [17].

Износ объема поверхности контртела $\Delta V_{шар}$ определяли по формуле

$$\Delta V_{шар} = \pi h^2 \left(r - \frac{1}{3} h \right),$$

где r – радиус шарика, мм; h – толщина изношенного сегмента, мм, которая определяется по формуле

$$h = r - \left(r^2 - \left(\frac{d}{2} \right)^2 \right)^{\frac{1}{2}},$$

где d – диаметр пятна износа, мм.

Интенсивность изнашивания контртела $W_{контр}$ рассчитывали по аналогичной формуле, что и для образца:

$$W_{\text{контр}} = \frac{\Delta V_{\text{шар}}}{PL}$$

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Обеспечение оптимальной системы легирования и необходимого химического состава для подшипниковых сталей является приоритетной задачей, так как наряду с высоким уровнем механических и триботехнических характеристик важно сформировать мелкодисперсную микроструктуру – мелко- или скрытоигольчатый мартенсит, а также мелкоразмерную карбидную фазу [1, 4, 6].

Анализ изотермического сечения при 1000 °С фазовой диаграммы системы Fe–Cr–C, полученного в программном комплексе Thermocalc [18], показывает, что увеличение содержания углерода приводит к формированию крупных карбидных фаз Me_7C_3 . При содержании углерода >1,3 % (по массе) и минимальном содержании хрома до 6 % (по массе) в структуре образуется свободный графит (C_m) (рис. 2). Если на изотермическое сечение фазовой диаграммы Fe–Cr–C нанести показатели серийных отечественных марок сталей 40X13 (1), 60X13C (2), 95X18 (3) и 110X18M (4) и зарубежной марки стали AISI 440C (4'), то можно установить, что мелкодисперсные карбидные фазы должны формироваться в двух из них: 40X13 и 95X18. Поскольку точный химический состав стали марки 95X18 обеспечить затруднительно, а всевозможные примеси оказывают значительное влияние, то точка 3 на диаграмме смещается в область $\gamma + \text{Me}_7\text{C}_3 + \text{Me}_{23}\text{C}_6$.

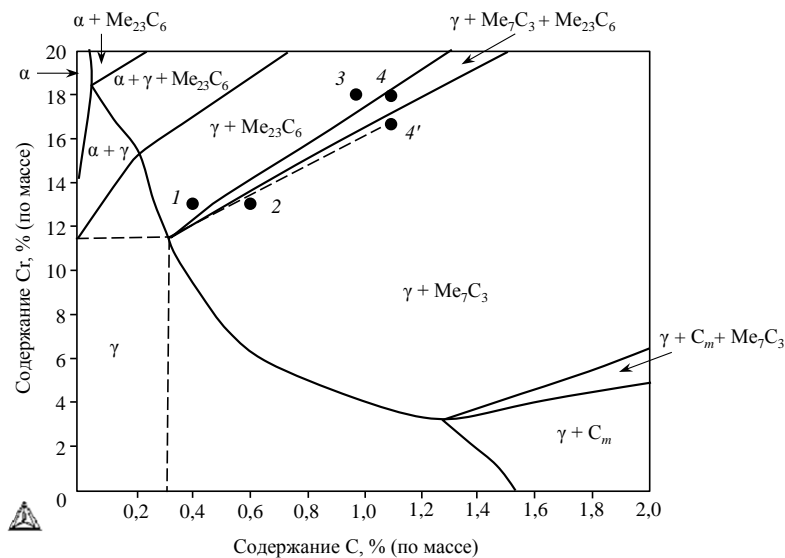


Рис. 2. Изотермическое сечение при 1000 °С фазовой диаграммы системы Fe–Cr–C, рассчитанное в программном комплексе Thermocalc, с показателями для сталей отечественных марок 40X13 (1), 60X13C (2), 95X18 (3), 110X18M (4) и зарубежной марки AISI 440C (4') [18]

Разработанная коллективом предприятия ОАО «ОК-Лоза» совместно с Златоустовским металлургическим заводом подшипниковая сталь марки 60X13C-ШД дополнительно содержит Ca, Ce, Zr, которые тормозят диффузию углерода и коагуляцию карбидов, что препятствует дальнейшему образованию крупных карбидов Me_7C_3 .

По результатам металлографического исследования установлено, что микроструктура всех изученных марок сталей после полного цикла упрочняющей термической обработки состоит из мелкоигльчатого мартенсита и карбидов (рис. 3).

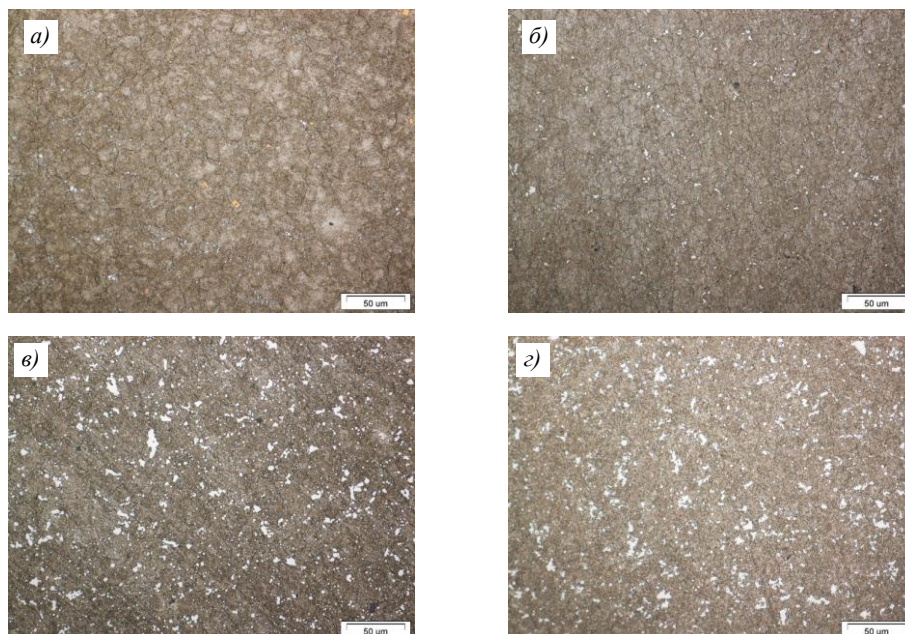


Рис. 3. Микроструктура после полного цикла термической обработки сталей марок 40X13 (а), 60X13С-ШД (б), 95X18-Ш (в), 110X18М-ШД (г)

Для оценки размера карбидов, их содержания и количественного распределения в структуре матрицы проведена бинаризация изображений микроструктур. Результат обработки изображений представлен на рис. 4.

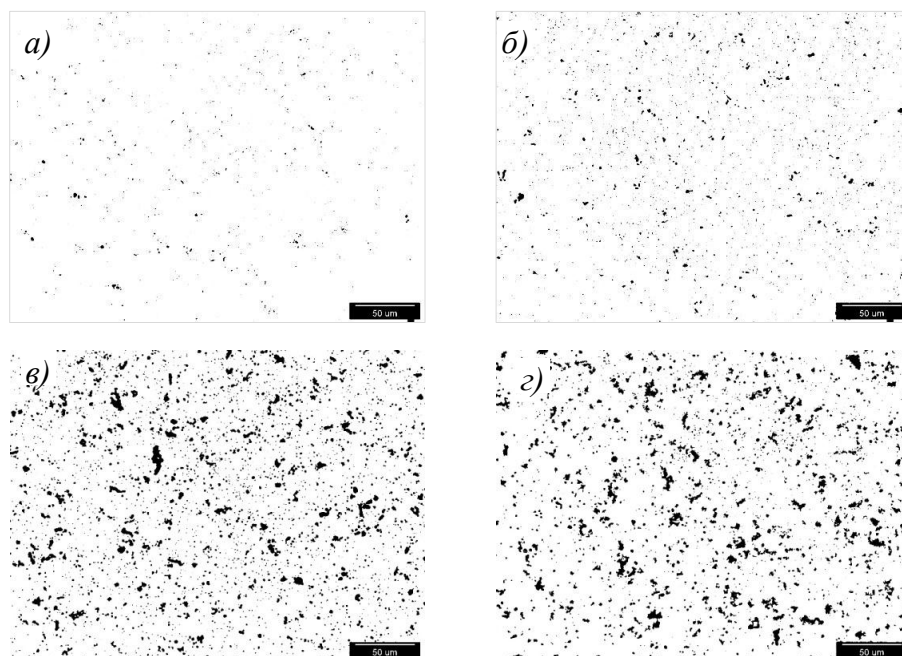


Рис. 4. Бинаризованные изображения микроструктуры после полного цикла термической обработки сталей марок 40X13 (а), 60X13С-ШД (б), 95X18-Ш (в), 110X18М-ШД (г)

Зависимость среднего значения размера карбидных фаз и содержания карбидов от концентрации углерода представлена на рис. 5. Изменение параметров с увеличением концентрации углерода носит идентичный параболический характер, размер карбидов в стали марки 40X13 не превышает 5 мкм, в стали 60X13С-ШД – 10 мкм. Увеличение концентрации углерода до 0,95–1,1 % (по массе) приводит к значительному укрупнению карбидной фазы – до 23–25 мкм. Незначительное снижение среднего размера крупной карбидной фазы для стали 110X18М-ШД, содержащей 1,1 % (по массе) углерода, по сравнению со сталью 95X18-Ш с концентрацией углерода 0,95 % (по массе) связано с дополнительным легированием карбидообразующим элементом – молибденом. Легирование молибденом приводит к модификации и сдерживанию роста крупных карбидов Cr_7C_3 . При повышении концентрации углерода с 0,4 до 1,1 % (по массе) содержание карбидной фазы увеличивается в 18,7 раза.

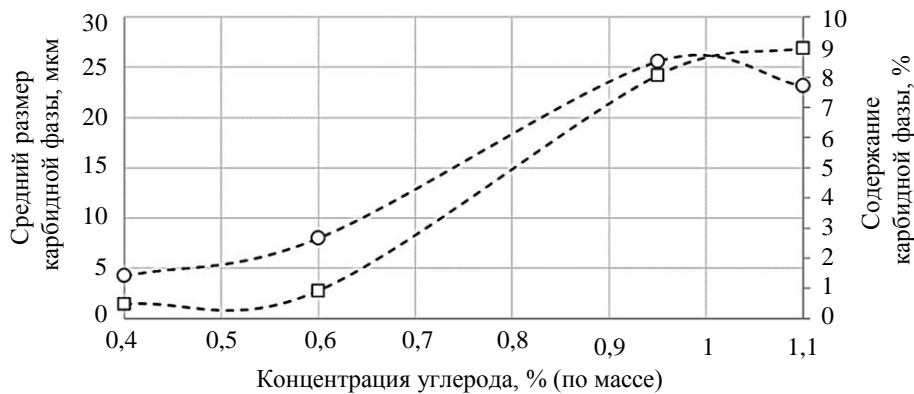


Рис. 5. Зависимость среднего размера (○) и содержания карбидной фазы (□) от концентрации углерода

Для исключения дополнительных вибраций в результате фрикционного взаимодействия тела и опоры качения изготовители прецизионных подшипников стремятся получить в подшипниковых сталях избыточные фазы размером <10 мкм с единичными карбидами размером <15 мкм. Анализ распределения и морфологии карбидной фазы в структуре позволил выявить, что во всех изученных марках сталей значительную долю составляют мелкодисперсные избыточные фазы (рис. 6). В сталях 95X18-Ш и 110X18М-ШД присутствует достаточно большое количество карбидов размером >10 мкм. При повышении концентрации углерода с 0,95 до 1,1 % (по массе) содержание карбидов размером >10 мкм увеличивается в 1,5 раза, >15 мкм – в ~3 раза.

Кроме того, выкрашивание крупных карбидов в процессе механической обработки также может негативно влиять на уровень контактной выносливости и количество изготовленных годных деталей с требуемым классом точности поверхности [19].

Результаты дюрOMETрического анализа позволили установить, что все исследованные подшипниковые стали после упрочняющей термической обработки имеют твердость >58 HRC (рис. 7, а). Для более наглядного различия твердость также измерена по шкале Виккерса (рис. 7, б). Из-за более низкого содержания углерода сталь 40X13 имеет наименьшее значение твердости. Дополнительное легирование кремнием и повышение содержания углерода позволяют увеличить среднее значение твердости поверхности для стали 60X13С-ШД с 760 до 800 HV [20, 21]. Наибольшими значениями твердости обладают стали 95X18-Ш и 110X18М-ШД: 62 HRC (850 HV1).

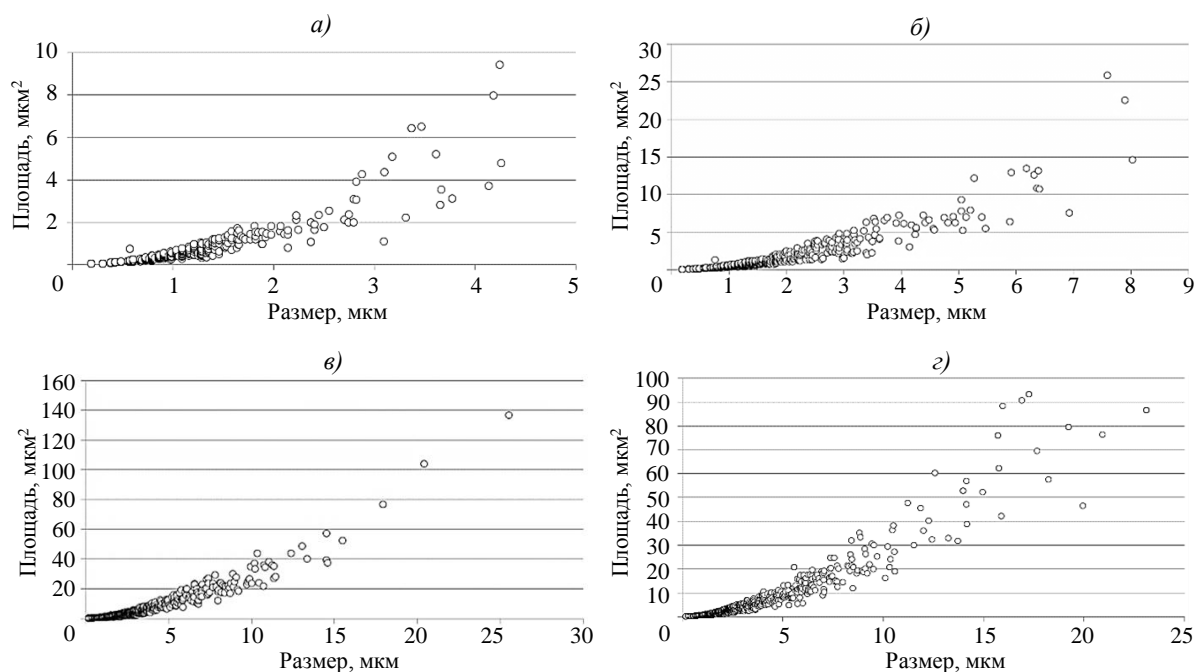


Рис. 6. Площадь и размер карбидных фаз в сталях марок 40X13 (а), 60X13С-ШД (б), 95X18-Ш (в), 110X18М-ШД (з)

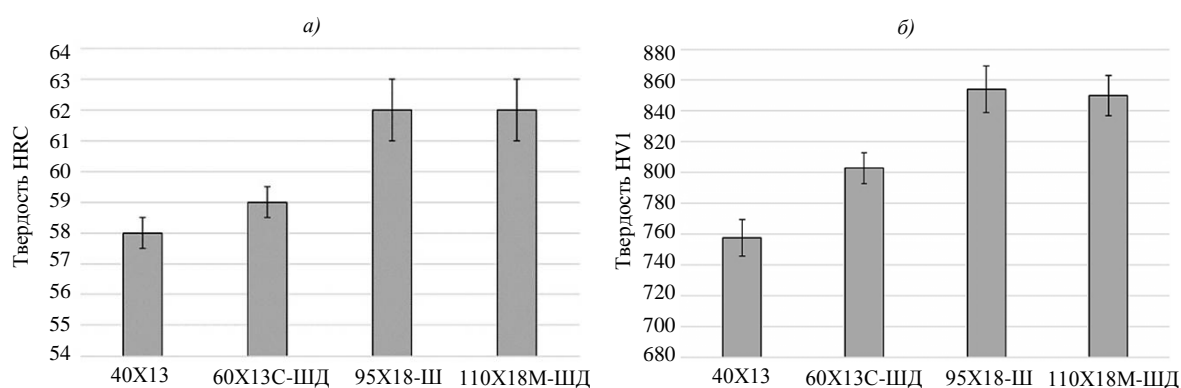


Рис. 7. Твердость сталей по шкале Роквелла (а) и Виккерса (б) после упрочняющей термической обработки

Важными характеристиками для подшипниковых сталей являются износостойкость, контактная выносливость, а также стабильность размеров при контактно-фрикционном взаимодействии. Испытания на изнашивание в условиях сухого трения скольжения образцов показывают, что наилучшими показателями износостойкости обладают стали марок 60X13C-ШД и 110X18M-ШД: интенсивность изнашивания данных марок сталей более чем в 3 раза меньше по сравнению со сталью 40X13, на 30 % – по сравнению со сталью 95X18-Ш (рис. 8, а). Следует отметить, что наименьшей интенсивностью изнашивания обладает контртело из стали ШХ15-ШД, которое находилось в паре трения со сталью 110X18M-ШД: по сравнению с другими парами трения интенсивность изнашивания меньше на 85–110 % (рис. 8, б).

Повысить износостойкость при скольжении образца относительно контртела можно за счет упрочнения матрицы легирующими элементами, а также увеличения количества мелкодисперсных высокотвердых армирующих частиц в структуре матрицы. Низкие значения износостойкости для стали 40X13 объясняются меньшим содержанием углерода и карбидной фазы. Несмотря на низкое содержание карбидной фазы, сталь

60X13C-ШД обладает такой же износостойкостью, как и сталь 110X18M-ШД, благодаря более высокому содержанию углерода по сравнению со сталью 40X13 и дополнительному упрочнению за счет введения кремния, кальция, циркония и церия. Более высокая интенсивность изнашивания образцов из стали 95X18-Ш по сравнению со сталью 110X18M-ШД при одинаковых значениях твердости связана с выкрашиванием карбидной фазы и попаданием ее в зону трибоконтакта, о чем также свидетельствуют высокие значения амплитуды колебаний коэффициента трения и пути трения до приработки (рис. 9).

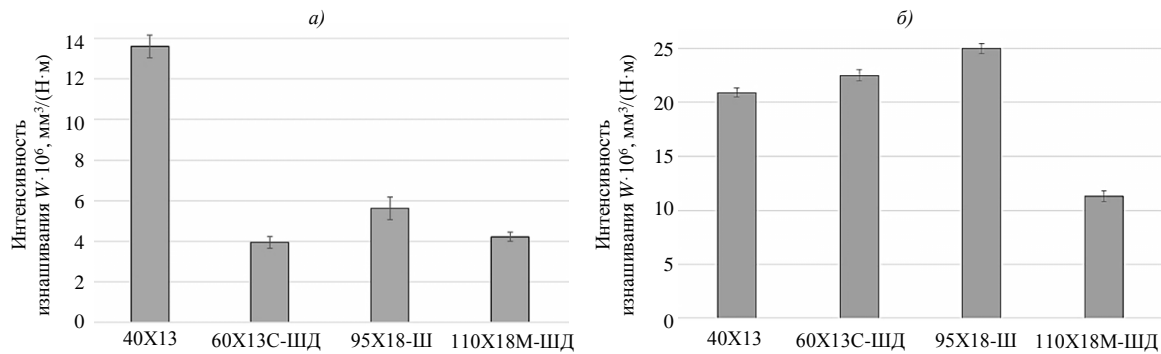


Рис. 8. Интенсивность изнашивания образцов из исследуемых сталей (а) и контртела из стали ШХ15-ШД в паре трения с ними (б) при испытании на изнашивание в условиях сухого трения скольжения

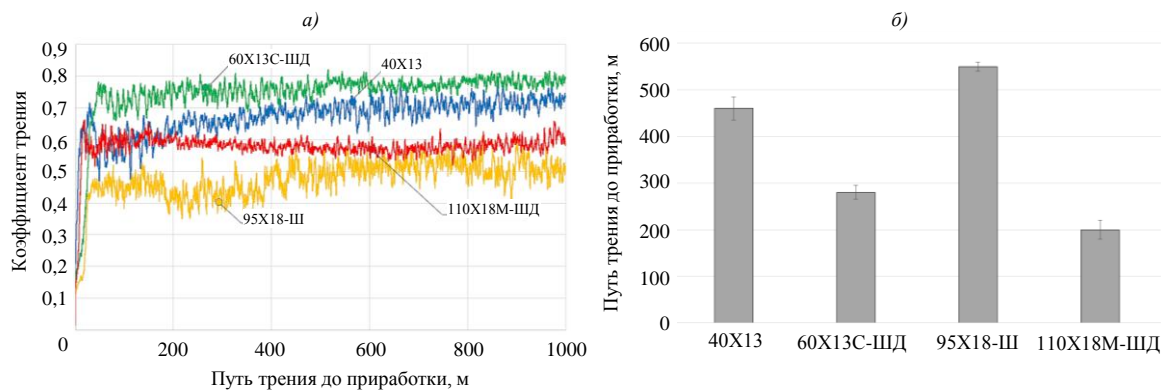


Рис. 9. Кинетика изменения сухого трения скольжения (а) и путь трения до приработки (б) при испытании на изнашивание в условиях сухого трения скольжения

Наиболее стабильным коэффициентом трения в условиях сухого трения скольжения, низкими значениями интенсивности изнашивания образца и контртела ($4,22 \cdot 10^{-6}$ и $1,13 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/(\text{H}\cdot\text{м})$ соответственно), а также пути трения до приработки (200 м) обладает сталь 110X18M-ШД, что делает ее среди изученных сталей наиболее оптимальной для изготовления прецизионных подшипников качения. С этой целью также можно использовать сталь 60X13C-ШД, которая незначительно уступает стали 110X18M-ШД. Однако полностью заменить одну подшипниковую сталь на другую можно только после всесторонних исследований в соответствии с нормативной документацией, в том числе после сравнительных испытаний образцов металла на специализированных стендах и типовых испытаний подшипников, изготовленных из стали 60X13C-ШД, в составе изделия. Типовые испытания необходимо проводить на каждом подшипнике, в котором предполагается замена стали, учитывая различные условия применения и эксплуатации. Без проведения данных мероприятий подтверждение требуемого (или увеличение ранее установленного) ресурса работы подшипников в конечных изделиях не гарантировано.

В настоящее время в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разрабатываются состав и технологии получения сталей, легированных сверхравновесным содержанием азота, в том числе для изготовления прецизионных подшипников качения. Введение азота позволяет предотвратить формирование крупных избыточных фаз и их выкрашивание в процессе механической обработки, в результате чего повышаются триботехнические и контактно-усталостные характеристики стали, а также снижаются нежелательные вибрации при эксплуатации изделий.

Заключения

Изучены свойства сталей марок 60X13C-ШД, 95X18-Ш и 110X18M-ШД, применяемых в отечественном машиностроении для изготовления подшипников качения, в том числе прецизионных. По результатам металлографических, дюрOMETрических и триботехнических исследований образцов, упрочненных по режиму, включающему закалку с температуры 1070 °С с последующим охлаждением в масле, обработку холодом при –75 °С и заключительный низкий отпуск при 160 °С, установлено:

- все стали имеют мелкоигльчатую мартенситную структуру;
- при повышении концентрации углерода с 0,4 до 0,95–1,1 % (по массе) карбидная фаза значительно укрупняется (от 4–5 до 23–25 мкм), ее содержание в структуре матрицы увеличивается в 18,7 раза. При увеличении концентрации углерода с 0,95 до 1,1 % (по массе) содержание карбидов размером >10 мкм увеличивается в 1,5 раза, >15 мкм – в ~3 раза;
- наибольшими значениями твердости обладают стали 95X18-Ш и 110X18M-ШД: 62 HRC (850 HV1);
- сталь 110X18M-ШД характеризуется наиболее стабильным коэффициентом трения в условиях сухого трения скольжения, низкими значениями интенсивности изнашивания образца и контртела ($4,22 \cdot 10^{-6}$ и $1,13 \cdot 10^{-6}$ мм³/(Н·м) соответственно), а также пути трения до приработки (200 м). Для изготовления прецизионных подшипников качения данная сталь является оптимальной среди изученных. С этой целью также можно использовать сталь 60X13C-ШД, которая незначительно уступает стали 110X18M-ШД. Однако полная замена подшипниковой стали марки 110X18M-ШД на сталь марки 60X13C-ШД возможна только после всесторонних исследований в соответствии с нормативной документацией.

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).

Список источников

1. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.
2. Спришевский А.И. Подшипники качения. М.: Машиностроение, 1968. 632 с.
3. Пинегин С.В. Опоры качения в машинах. М: Издательство АН СССР, 1961. 150 с.
4. Приборные шариковые подшипники: справочник под ред. К.Н. Явленского и др. М.: Машиностроение, 1981. 351 с.
5. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
6. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 525 с.
7. Севальнев Г.С., Якушева Н.А., Коробова Е.Н., Дульнев К.В. Исследование кинетики диффузионного насыщения высокохромистых сталей мартенситного класса после различных видов химико-термической обработки // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14.
8. Krishna S.C., Tharian K.T., Chakravarthi K.V.A. et al. Heat treatment and thermo-mechanical treatment to modify carbide banding in AISI 440C steel: a case study // Metallography, Microstructure, and Analysis. 2016. Vol. 5. No. 2. P. 108–115.

9. Zheng C., Fu B., Tang Y. et al. Microstructure and mechanical properties of 9Cr18Mo martensitic stainless steel fabricated by strengthening-toughening treatment // *Materials Science and Engineering: A*. 2023. Vol. 869. P. 144783.
10. Yang J.R., Yu T.H., Wang C.H. Martensitic transformations in AISI 440C stainless steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 438. P. 276–280.
11. Shen Y., Moghadam S.M., Sadeghi F. et al. Effect of retained austenite – Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel // *International Journal of Fatigue*. 2015. Vol. 75. P. 135–144.
12. Громов В.И., Курпякова Н.А., Коробова Е.Н., Седов О.В. Новая теплостойкая сталь для авиационных подшипников // *Труды ВИАМ*. 2019. № 2 (74). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-17-23.
13. Коробова Е.Н., Севальнев Г.С., Громов В.И., Леонов А.В. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 11 (105). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
14. Stive O.O.I., Bhadeshia H.K.D.H. Duplex hardening of steels for aeroengine bearings. *ISIJ international*. 2012. Vol. 52. No. 11. P. 1927–1934.
15. Smirnov A.E., Shevchenko S.Y., Shchipunov V.S. et al. Special features of the carbonitriding of parts of instrument bearings designed for extreme service conditions // *Metal Science and Heat Treatment*. 2016. Vol. 58. No. 5–6. P. 287–292.
16. Пахомова С.А., Климкина А.А., Гресс М.А. Технология термической обработки коррозионно-стойких подшипников для горнодобывающей промышленности // *Современные инновационные технологии подготовки инженерных кадров для горной промышленности и транспорта*. 2015. № 1. С. 98–104.
17. Севальнев Г.С., Севальнева Т.Г., Колмаков А.Г., Дульнев К.В., Язвический М.Ю. Влияние фазового состава аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш на характеристики сухого трения скольжения в трибоконтакте со сталью ШХ15 // *Деформация и разрушение материалов*. 2021. № 10. С. 20–27. DOI: 10.31044/1814-4632-2021-10-20-27.
18. Martensitic Stainless Steel for Knife Applications – Part 1: Fe–Cr–C // *Computational Thermodynamics Calculation of Phase Diagrams using the CALPHAD Method*. URL: <http://www.calphad.com/> (дата обращения: 26.04.2023).
19. Казарин С.И. О выкрашивании карбидов на поверхности желобов колец подшипников из коррозионно-стойкой стали 110X18M-ШД // *Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Технические науки*. 2014. № 2 (42). С. 69–73.
20. Специальные стали: в 2 т.; пер. с нем. 2-е изд., сокр. и перераб. М.: Metallurgiya, 1966. Т. 1. 741 с.
21. Специальные стали: в 2 т.; пер. с нем. 2-е изд., сокр. и перераб. М.: Metallurgiya, 1966. Т. 2. 532 с.

References

1. Spektor A.G., Zelbet B.M., Kiseleva S.A. *Structure and properties of bearing steels*. Moscow: Metallurgiya, 1980, 264 p.
2. Sprishevsky A.I. *Rolling bearings*. Moscow: Mashinostroenie, 1968, 632 p.
3. Pinegin S.V. *Rolling bearings in machines*. Moscow: Publ. House of the RAS of the USSR, 1961, 150 p.
4. *Instrument ball bearings: a reference book*. Ed. K.N. Yavlensky et al. Moscow: Mashinostroenie, 1981, 351 p.
5. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
6. Geller Yu.A. *Tool steels*. Moscow: Metallurgiya 1983, 525 p.
7. Sevalnev G.S., Yakusheva N.A., Korobova E.N., Dulnev K.V. Study of the diffusion saturation kinetics of high-chromium carbon steels of the martensitic class after various types of chemical-heat treatment. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 20, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14.
8. Krishna S.C., Tharian K.T., Chakravarthi K.V.A. et al. Heat treatment and thermo-mechanical treatment to modify carbide banding in AISI 440C steel: a case study. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2016, vol. 5, no. 2, pp. 108–115.

9. Zheng C., Fu B., Tang Y. et al. Microstructure and mechanical properties of 9Cr18Mo martensitic stainless steel fabricated by strengthening-toughening treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 869, p. 144783.
10. Yang J.R., Yu T.H., Wang C.H. Martensitic transformations in AISI 440C stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 438, pp. 276–280.
11. Shen Y., Moghadam S.M., Sadeghi F. et al. Effect of retained austenite – Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel. *International Journal of Fatigue*, 2015, vol. 75, pp. 135–144.
12. Gromov V.I., Kurpyakova N.A., Korobova E.N., Sedov O.V. New heat resistant steel for aircraft bearings. *Trudy VIAM*, 2019, no. 2 (74), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 27, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-17-23.
13. Korobova E.N., Sevalnev G.S., Gromov V.I., Leonov A.V. Steels for the manufacture of roller bearings for special purposes (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 11 (105), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 25, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
14. Stive O.O.I., Bhadeshia H.K.D.H. Duplex hardening of steels for aeroengine bearings. *ISIJ international*, 2012, vol. 52, no. 11, pp. 1927–1934.
15. Smirnov A.E., Shevchenko S.Y., Shchipunov V.S. et al. Special features of the carbonitriding of parts of instrument bearings designed for extreme service conditions. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 58, no. 5–6, pp. 287–292.
16. Pakhomova S.A., Klimkina A.A., Gress M.A. Technology of heat treatment of corrosion-resistant bearings for the mining industry. *Sovremennye innovatsionnyye tekhnologii podgotovki inzhenernykh kadrov dlya gornoj promyshlennosti i transporta*, 2015, no. 1, pp. 98–104.
17. Sevalnev G.S., Sevalneva T.G., Kolmakov A.G., Dulnev K.V., Yazvitsky M.Yu. Influence of the phase composition of austenitic-martensitic trip steel VNS9-Sh on the characteristics of dry sliding friction in tribocontact with steel ShKh15. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2021, no. 10, pp. 20–27. DOI: 10.31044/1814-4632-2021-10-20-27.
18. Martensitic Stainless Steel for Knife Applications – Part 1: Fe–Cr–C. Computational Thermodynamics Calculation of Phase Diagrams using the CALPHAD Method. URL: <http://www.calphad.com/> (accessed: April 26, 2023).
19. Kazarin S.I. On the chipping of carbides on the surface of the grooves of bearing rings made of corrosion-resistant steel 110X18M-ShD. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. Series: Technical Sciences, 2014, no. 2 (42), pp. 69–73.
20. *Special steels*: 2 vols; trans. for Germ. 2nd ed. Moscow: Metallurgiya, 1966, vol. 1. 741 p.
21. *Special steels*: 2 vols; trans. for Germ. 2nd ed. Moscow: Metallurgiya, 1966, vol. 2. 532 p.

Информация об авторах

Севальнев Герман Сергеевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Востриков Алексей Владимирович, начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Нефедкин Данила Юрьевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Моисеев Валерий Викторович, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Волков Роман Борисович, советник генерального директора, ОАО «ОК-Лоза», okloza@okloza.ru

Ульянов Егор Ильич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

German S. Sevalnev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexey V. Vostrikov, Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Danila Yu. Nefedkin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Valery V. Moiseev, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Roman B. Volkov, Counselor to Director General, OK-Loza OJSC, okloza@okloza.ru

Egor I. Ulyanov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 10.08.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 04.09.2023.
The article was submitted 10.08.2023; approved and accepted for publication after reviewing 04.09.2023.