

УДК 620.18: 620.192: 621.785.01: 621.785-97: 621.785.79: 621.816  
DOI: 10.17586/0021-3454-2025-68-6-526-535

## МАКРО- И МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ ШХ15СГ В КОНТЕКСТЕ ПРЕДИКТИВНОЙ ДИАГНОСТИКИ

Е. В. Кондратенко\*, Ю. М. Сосновский, Д. В. Муравьев

*Омский государственный университет путей сообщения, Омск, Россия*

*\* evgenkond@mail.ru*

**Аннотация.** Проведен макро- и микроструктурный анализ материала роликов буксовых подшипников грузовых вагонов. Выявлено увеличение твердости материала роликов, бывших в эксплуатации, по отношению к твердости материала нового ролика. Установлено, что в светлых и темных зонах наблюдаются разупрочнение материала роликов и значительное снижение нормативной твердости закаленной подшипниковой стали ШХ15СГ. Это приводит к созданию зон остаточных напряжений на границах раздела исходной мартенситной и трансформированной троостомартенситной структур, что в итоге может вызвать появление микротрещин в роликах и, как следствие, явиться причиной снижения ресурса буксовых подшипников грузовых вагонов в эксплуатации.

**Ключевые слова:** микроструктура, ролик, сталь, твердость, напряжения, нагружение, усталость, ресурс, свойство, мартенсит

**Ссылка для цитирования:** Кондратенко Е. В., Сосновский Ю. М., Муравьев Д. В. Макро- и микроструктурный анализ конструкционной подшипниковой стали ШХ15СГ в контексте предиктивной диагностики // Изв. вузов. Приборостроение. 2025. Т. 68, № 6. С. 526–535. DOI: 10.17586/0021-3454-2 025-68-6-526-535.

## MACRO- AND MICROSTRUCTURAL ANALYSIS OF STRUCTURAL BEARING STEEL SHKH15SG IN THE CONTEXT OF PREDICTIVE DIAGNOSTICS

E. V. Kondratenko\*, Yu. M. Sosnovsky, D. V. Muravyov

*Omsk State Transport University, Omsk, Russia*

*\*evgenkond@mail.ru*

**Abstract.** A macro- and microstructural analysis of the axle box bearings of freight wagons has been carried out. An increase in the hardness of the material of the rollers that have been in use in relation to the hardness of the new roller has been established. It is found that in light and dark areas, there is a softening of the rollers and a significant decrease in the standard hardness of hardened bearing steel SHKH15SG. This leads to the creation of zones of residual stresses at the interfaces of the original martensitic and transformed troostomartensitic structures, which can ultimately cause the appearance of microcracks in the rollers and, as a consequence, cause a decrease in the service life of the axle box bearings of freight cars in operation.

**Keywords:** microstructure, roller, steel, hardness, stresses, loading, fatigue, resource, property, martensite

**For citation:** Kondratenko E. V., Sosnovsky Yu. M., Muravyov D. V. Macro- and microstructural analysis of structural bearing steel SHKH15SG in the context of predictive diagnostics. *Journal of Instrument Engineering*. 2025. Vol. 68, N 6. P. 526–535 (in Russian). DOI: 10.17586/0021-3454-2025-68-6-526-535.

На предприятиях ОАО „РЖД“ наиболее широко внедрены такие методы неразрушающего контроля (НК), как визуально-измерительный, капиллярный, магнитный, вихретоковый, акустический [1]. Однако несмотря на эффективность применения вышеназванных методов, следует заметить, что все они, как правило, ориентированы на критически значимые дефекты, после выявления которых эксплуатация изделия или детали должна быть немедленно прекращена. Если учесть, что накопление усталостных дефектов начинается практически с момента начала эксплуатации [2], можно утверждать, что предиктивная диагностика не охватывает достаточно большую часть преддефектных состояний. Именно поэтому разработка методологии установ-

ления временной зависимости накопления повреждений в узлах и деталях подвижного состава является актуальной задачей.

В настоящей работе рассмотрены тела качения подшипниковых узлов грузового вагона, изготовленные из конструкционной подшипниковой стали ШХ15СГ. Были отобраны и подготовлены четыре ролика из буксового радиального однорядного подшипника грузового вагона. Три ролика в течение различного времени находились в эксплуатации, один — новый. Высота роликов составляла 52 мм, диаметр — 32 мм.

Была выполнена пробоподготовка торцевых поверхностей отобранных роликов, включающая операции предварительного и окончательного шлифования и полирования для достижения высокой отражательной способности, позволяющей получить изображения микроструктуры образцов с высокой разрешающей способностью после травления при разных степенях увеличения. На рис. 1 представлены ролики буксовых подшипников после шлифования и полирования: *а* — № 32 (2); *б* — № 30 (3); *в* — № 88 (4); *г* — новый.

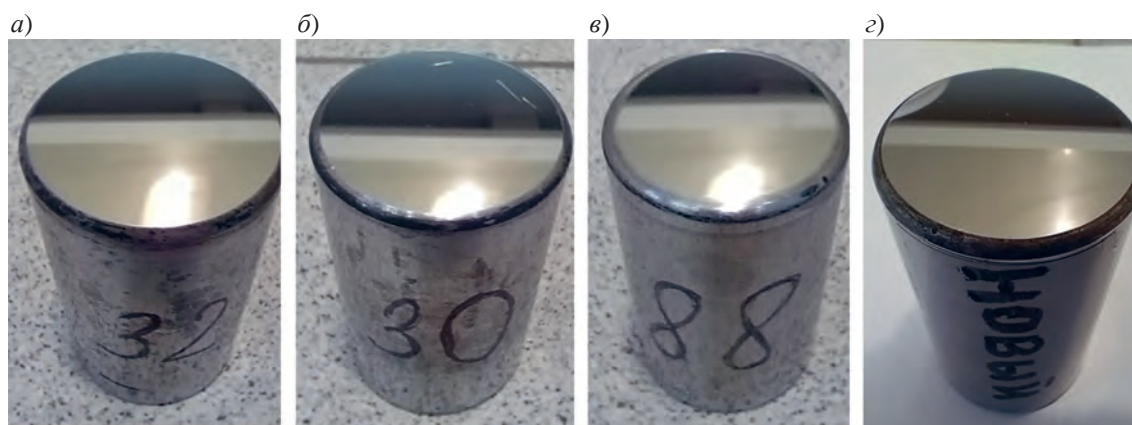


Рис. 1

Для оценки влияния динамического многоциклового нагружения на изменение микроструктуры подшипниковой стали ШХ15СГ были проведены микроструктурный анализ стали и измерение твердости на торцевых поверхностях роликов в соответствии с выбранной схемой (рис. 2: *а* — ролик № 32 (2); *б* — № 30 (3); *в* — № 88 (4); *г* — новый), результаты которого приведены в табл. 1 (доверительная вероятность  $\alpha = 0,95$ ;  $\varepsilon$  — относительная погрешность измерения твердости).

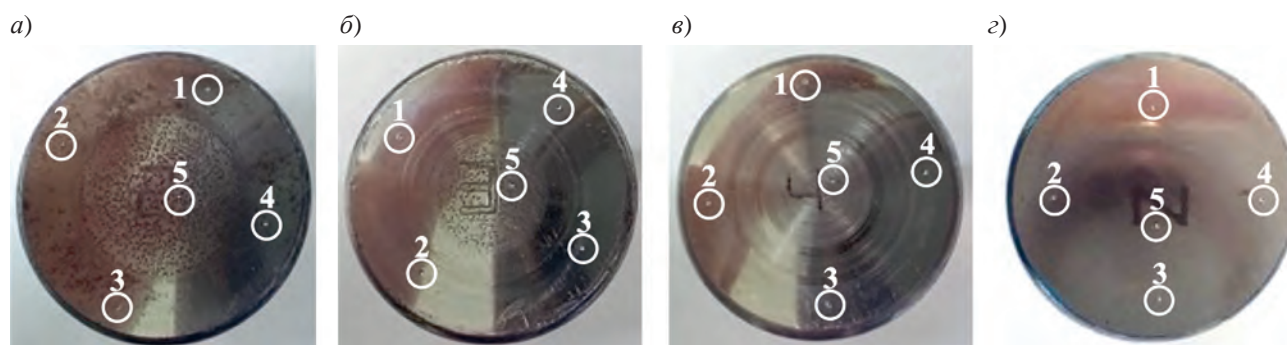


Рис. 2

Твердость всех роликов соответствует требованиям ГОСТ 18572–2014 и находится в допустимых пределах 58–65 HRC, а разность значений твердости в пределах одного ролика не превышает 3 HRC.<sup>1</sup> Однако отмечается незначительное увеличение твердости материала ро-

<sup>1</sup> ГОСТ 18572–2014. Подшипники качения. Подшипники роликовые буксовые цилиндрические железнодорожного подвижного состава. Технические условия. М.: Стандартинформ, 2015. 39 с.

ликов, побывавших в эксплуатации, по отношению к твердости нового ролика. Максимальное превышение среднего значения твердости роликов после эксплуатации, по сравнению с твердостью нового ролика, составило 2,41 %, что может быть следствием упрочнения подшипниковой стали в результате холодной пластической деформации.

Таблица 1

Ролик	Твердость, HRC, для измерения, №					Значение твердости с учетом погрешности, HRC
	1	2	3	4	5	
№ 32 (2)	64	63,8	63,9	63,8	64,1	$63,92 \pm 0,16$ ( $\varepsilon = 0,26$ %)
№ 30 (3)	64,6	64,5	64,5	64,5	64,2	$64,46 \pm 0,19$ ( $\varepsilon = 0,29$ %)
№ 88 (4)	63,1	63,5	63,3	63,2	62,4	$63,10 \pm 0,52$ ( $\varepsilon = 0,83$ %)
Новый	62,3	63,1	62,9	63,1	63,3	$62,94 \pm 0,48$ ( $\varepsilon = 0,77$ %)

Ролики буксовых подшипников, испытывая при эксплуатации циклические контактные нагрузки как по наружной цилиндрической, так и по торцевым поверхностям, накапливают в поверхностных и подповерхностных слоях необратимые изменения микроструктуры подшипниковой стали, способствующие зарождению дефектов усталостного происхождения: выкрашиваний (раковин), шелушения и круговых полос на поверхности катания. Кроме того, на цилиндрической и торцевой поверхностях роликов образуются коррозионные пятна и точечная коррозия, сколы на торце, риски, царапины, задиры [3]. Следует заметить, что под терминами „дефекты“, „усталостные дефекты“ и „преддефектные состояния“ везде подразумеваются эксплуатационные макродефекты материала роликов.

Химический состав подшипниковой стали ШХ15СГ, согласно ГОСТ 801–2022,<sup>2</sup> включает: углерод — 0,95–1,05 %, хром — 1,30–1,65 %, кремний — 0,40–0,65 %, марганец — 0,9–1,2 %, сера — 0,02 %, фосфор — 0,027 %, никель — 0,3 % и медь — 0,25 % [4]. Хром повышает коррозионную стойкость и прочность за счет формирования в структуре стали при концентрации углерода 1 % и хрома 1,5 % сложных легированных орторомбических карбидов  $(Fe,Cr)_3C$ , представляющих растворы замещения хрома в цементите, содержащего практически все количество хрома [5]. Содержащийся в стали марганец образует с карбидами железа и хрома растворы замещения. Кроме того, марганец способствует удалению из стали кислорода и серы, а также увеличивает прокаливаемость при закалке. Кремний, являясь одним из наиболее сильных раскислителей, используется для удаления из стали кислорода и, полностью растворяясь в феррите, повышает его прочность. В комбинации с марганцем кремний обеспечивает более высокую закаливаемость стали, а в термически упрочняемых сталях является важным легирующим элементом, повышает способность сталей к термическому упрочнению и их износостойкость, увеличивает предел упругости и предел текучести. Кремний не образует карбидов и не содержится в цементите, растворяется в мартенсите и замедляет распад легированного мартенсита при температуре отпуска до 300 °С, что позволяет сохранить высокую твердость закаленной стали. Таким образом, при нормальной температуре отожженная подшипниковая сталь состоит из зернистого перлита — эвтектоидной смеси твердого раствора внедрения углерода и кремния в  $\alpha$ -Fe и глобулярного легированного цементита  $(Fe,Cr)_3C$  [6]. Однако в случае возникновения дендритной ликвации с повышенной концентрацией хрома более 2,65 % возможно формирование в структуре стали специальных тригональных карбидов  $(Fe,Cr)_7C_3$ .

Полированные поверхности роликов были подвергнуты травлению 4 %-ным спиртовым раствором азотной кислоты. Микроструктура основного металла в сердцевине исследованных роликов после упрочнения состояла из бесструктурного (скрытоигольчатого) мартенсита с незначительной долей остаточного аустенита и равномерно распределенными включениями ле-

<sup>2</sup> ГОСТ 801–2022. Прокат из подшипниковой стали. Технические условия. М.: Российский институт стандартизации, 2023. 43 с.



гированных карбидов  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$  белого цвета с четко выделенными границами. При оптическом увеличении до  $500\times$  признаки карбидной ликвации, карбидной сетки, карбидной полосчатости и структурной неоднородности отсутствуют [7].

Макроструктура подшипниковой стали ШХ15СГ после травления на торцах роликов представлена на рис. 3 (*а* — № 32 (2); *б* — № 30 (3); *в* — № 88 (4); *г* — новый). В ходе анализа установлено, что на образцах № 32 (2) и 88 (4) по диаметру торцевых поверхностей наблюдаются полосы темного травления 1, направленные радиально от периферии цилиндрической поверхности ролика к его центру, а в образце № 88 (4) также отмечаются пятна светлого травления 2, расположенные ближе к поверхности катания (см. рис. 3, *а*, *в*). Причем частота расположения полос в ролике № 88 (4) существенно выше, по сравнению с роликом № 32 (2). Однако для ролика № 30 (3) характерен переход радиальных полос 1 в круговые полосы светлого 2 и темного 3 травления (см. рис. 3, *б*).

Это, вероятно, обусловлено контактным взаимодействием при проскальзывании торцевой поверхности ролика с поверхностью бурта наружного кольца буксового подшипника, что косвенно подтверждается глубиной расположения перемешанных светлых и темных полос, совпадающей с высотой бурта. При этом можно предположить, учитывая отсутствие макроструктуры, схожей с макроструктурой ролика № 30 (3), что в роликах № 32 (2) и 88 (4) контакт торцевых поверхностей с буртом подшипникового кольца был менее интенсивным и продолжительным, хотя и с большим удельным давлением.

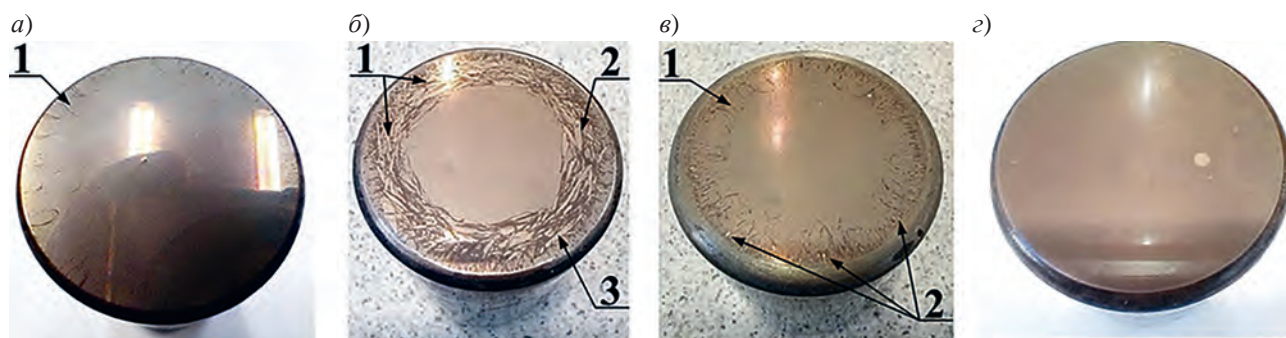


Рис. 3

Торцевая поверхность нового ролика (см. рис. 3, *г*) после травления сохраняет равномерную исходную структуру скрытоигольчатого (мелкоигольчатого) мартенсита 1 и 2 баллов по шкале 3 — с длиной игл в диапазоне 0,5–2,0 мкм и карбидными включениями  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$

легированного хромом цементита.<sup>3</sup> На рис. 4 приведена микроструктура нового ролика после закалки при увеличении  $1000\times$ . Таким образом, установлено, что изменения макроструктуры подшипниковой стали ШХ15СГ накапливаются в процессе эксплуатации под действием циклических динамических нагрузок при относительном проскальзывании поверхностей контактирующих деталей и приводят к прогрессирующему усталостному разрушению роликов, наступление которого определяет долговечность подшипника. Стоит отметить, что на данном этапе сложно судить, действие радиальных или осевых нагрузок могло спровоцировать выявленные изменения макроструктуры стали.

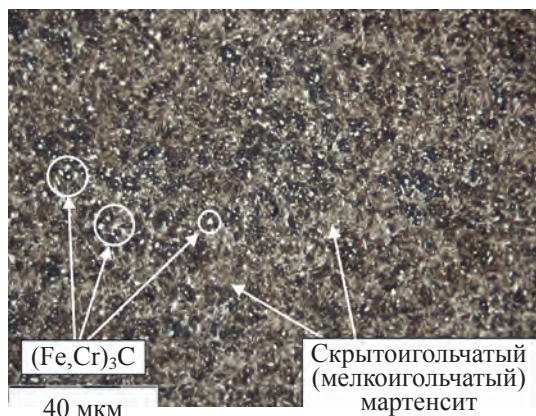


Рис. 4

<sup>3</sup> ГОСТ 8233–56. Сталь. Эталоны микроструктуры. М.: ИПК Изд-во стандартов, 2004. 12 с.

Дальнейшее исследование микроструктуры позволило установить, что при эксплуатации в подшипниковой стали роликов происходят следующие изменения: появляются светлые не травящиеся участки на фоне мартенсита отпуска нормальной травимости и пятна или полосы темного травления. Светлые не травящиеся пятна, именуемые также „крылья бабочки“, возникают, как правило, около неметаллических включений в виде оксидов или оксидной составляющей сульфидов, встречающихся в объеме стали. В зоне светлого травления значительно меньше глобулярных карбидов за счет их растворения и высвобождения в этот момент углерода, который диффундирует к границам раздела с темными участками, увеличивая в них плотность расположения высокодисперсных карбидов и провоцируя повышение хрупкости на рубеже зон. Образование на рабочих поверхностях контакта светлых и темных зон травления отчетливо видно на торцах роликов № 32 (2), 30 (3) и 88(4), отработавших много циклов нагружения (см. рис. 3, а–в).

Таким образом, требует обоснования предположение о том, что в результате действия циклических напряжений происходит растворение в мартенсите мелких карбидов и последующее их выделение по границам зерен, которое сопровождается снижением тетрагональности мартенсита и обеднением его углеродом. На рис. 5 представлена микроструктура зон светлого и темного травления роликов после эксплуатации: а — № 32 (2); б — № 30 (3); в — № 88 (4) при увеличении 100 $\times$ ; г — № 32 (2); д — № 30 (3); е — № 88 (4) при увеличении 1000 $\times$ . Допускается, что стабилизация мартенсита происходит в результате отпуска при нагреве трением локальных участков по причине заклинивания и скольжения роликов в контакте с кольцом и сопровождается объемными изменениями микроструктуры стали, способствующими накоплению структурных напряжений на границе раздела светлых и темных зон и основного металла.

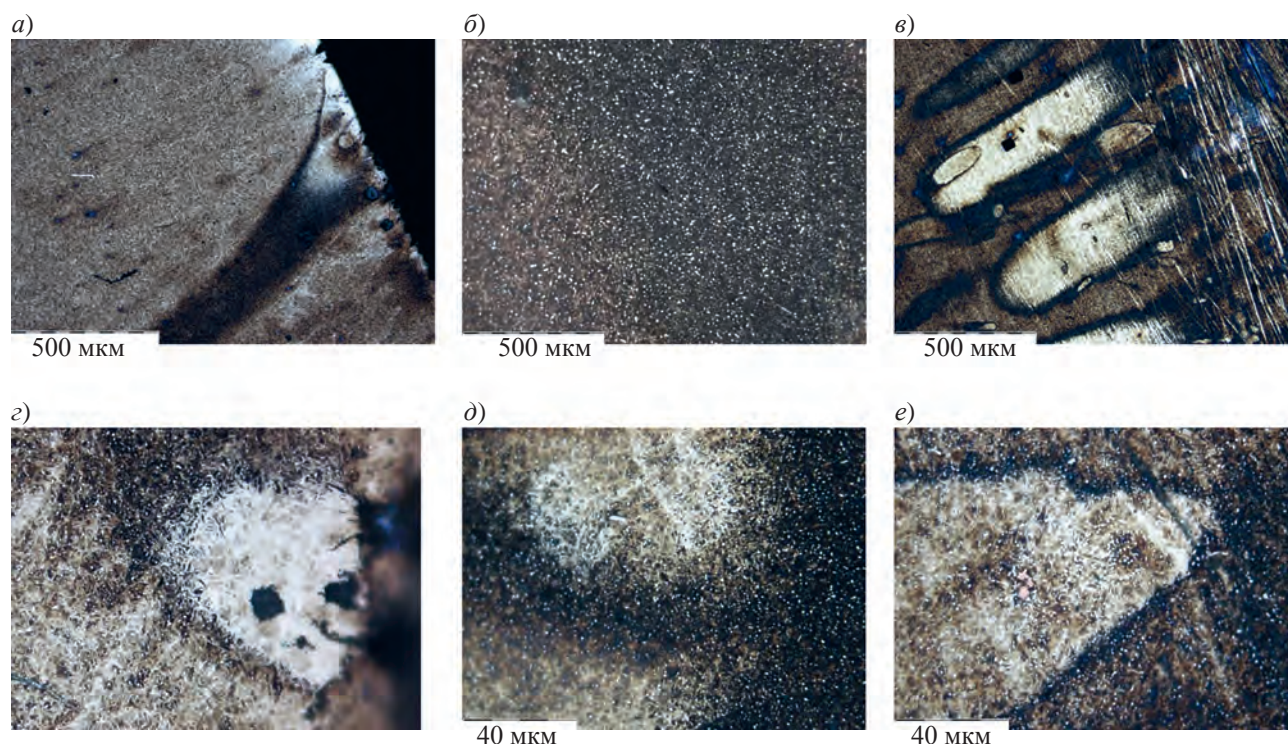


Рис. 5

Определение твердости светлых и темных зон травления по методу Виккерса потребовалось для подтверждения гипотезы о протекании отпускных процессов, сопровождающихся перераспределением карбидов между этими зонами и основным металлом, и следовательно — изменением твердости отдельных участков микроструктуры стали после контактного усталостного нагружения с нагревом. Выполнены дискретные измерения твердости HV<sub>1</sub> под нагрузкой 1 кгс участков роликов подшипников с трансформированной микроструктурой и



участков основного металла после термического упрочнения в соответствии с нормативными режимами по ГОСТ 18572–2014, результаты которых приведены в табл. 2.

Установлено, что в светлых и темных зонах наблюдается разупрочнение роликов и значительное снижение нормативной твердости закаленной подшипниковой стали ШХ15СГ. Так, для образца № 32 (2) твердость светлых участков ниже на 27,2 %, по сравнению с твердостью закаленной стали в сердцевине ролика, а твердость темных участков — на 35,3 %; для образца № 30 (3) — твердость светлых участков ниже на 17 %, а твердость темных участков — на 30,6 %; для образца № 88 (4) — твердость светлых участков ниже на 16,5 %, а твердость темных участков — на 31,1 % (табл. 2,  $\alpha = 0,95$ )).

Таблица 2

Ролик	Участок	Твердость, HV <sub>1</sub> , для измерения, №					Значение твердости с учетом погрешности, HV <sub>1</sub>
		1	2	3	4	5	
№ 32 (2)	Основной	850,3	855,8	804,9	808,2	780,8	820 ± 40 ( $\epsilon = 4,9$ %)
	Светлый	693,8	588,2	526,5	583,0	590,3	596 ± 76 ( $\epsilon = 12,9$ %)
	Темный	471,7	587,1	541,5	548,4	503,2	530 ± 55 ( $\epsilon = 10,5$ %)
№ 30 (3)	Основной	834,2	815,0	823,6	827,1	843,1	829 ± 13 ( $\epsilon = 1,6$ %)
	Светлый	651,5	747,7	681,9	626,6	733,0	688 ± 65 ( $\epsilon = 9,4$ %)
	Темный	609,7	493,5	540,0	599,9	631,3	575 ± 71 ( $\epsilon = 12,4$ %)
№ 88 (4)	Основной	796,6	785,1	820,2	710,2	790,0	780 ± 52 ( $\epsilon = 6,7$ %)
	Светлый	680,6	564,8	679,3	685,8	647,9	652 ± 64 ( $\epsilon = 9,8$ %)
	Темный	601,9	541,9	539,1	516,8	487,4	537 ± 53 9 ( $\epsilon = 9,8$ %)

На рис. 6 представлены контрольные отпечатки индентора (алмазной пирамиды) при измерении твердости светлых (рис. 6, *а–в*) и темных участков (рис. 6, *г–е*) и относительные размеры этих отпечатков в сравнении с отпечатками, нанесенными на участки основного закаленного металла роликов (рис. 6, *ж–и*), которые доказывают существенную разницу в их твердости (*а, г, ж* — ролик № 32 (2); *б, д, з* — ролик № 30 (3); *в, е, и* — ролик № 88 (4); увеличение 200 $\times$ ).

Вместе с тем на светлых участках, особенно в образце № 30 (3), заметно выделяются волнообразные линии, характеризующие образование ступенчатых наплывов металла в направлении пластической деформации зон пониженной твердости, возникающей при контактом нагружении роликов с проскальзыванием.

Следует также обратить внимание на следы Б пластической деформации граней отпечатков с оседанием слоев металла, отчетливо различимых на рис. 6, *а, г, д, ж*, которые указывают на податливость и сниженную твердость стали в зонах светлого и темного травления. При этом на противоположной стороне от условной линии А, отделяющей светлую зону от основного металла повышенной твердости (рис. 6, *б*), подобных следов пластической деформации не выявлено, что подтверждает вероятность сохранения на границе раздела этих участков существенных структурных напряжений в металле, которые могут явиться источниками зарождения трещин и выкрашивания деформированного металла с поверхности роликов в эксплуатации. В то же время вдоль линии В слабо визуализируется движение слоев основного металла и металла темных участков относительно металла светлой зоны, возникающее вследствие пластической деформации (рис. 6, *б*), сигнализируя о наличии структурных напряжений между зонами.

Следует заметить, что рассматриваемая сталь ШХ15СГ, применяемая для изготовления роликов буксовых подшипников, наиболее устойчива при отпуске, поскольку хром и кремний замедляют процесс распада мартенсита.

Неравномерный нагрев участков на торцевых поверхностях роликов приводит к изменению удельного объема фазового состава закаленной стали в результате отпуска [8] в интервале температур 200–300 °С и выше в процессе эксплуатации, проявляющегося при интенсивном трении под нагрузкой в условиях ограниченного смазывания или заклинивания деталей буксового под-

шипника. Светлые и темные участки обедненного углеродом мартенсита и троостомартенсита, образующиеся при отпуске, обладая меньшим удельным объемом, по сравнению с мартенситом отпуска исходной структуры, предположительно создают на границе раздела с основным металлом участки повышенных структурных остаточных напряжений растяжения–сжатия.

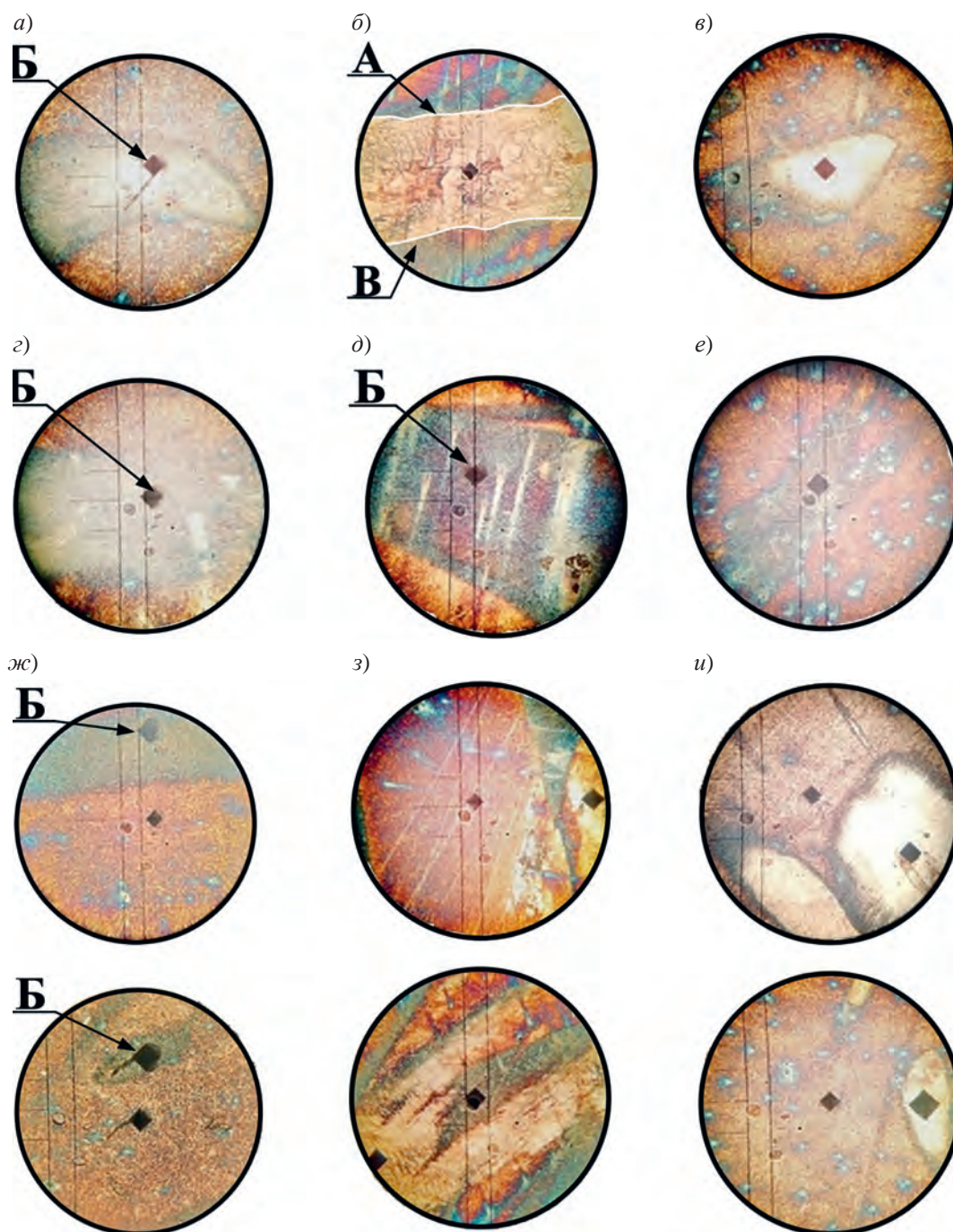


Рис. 6

Известно, что выделение карбидов из мартенсита происходит при температуре отпуска 160–170 °С и выше, превращение остаточного аустенита — при 190–240 °С, а образование феррито-карбидной смеси протекает одновременно с обособлением карбидов, выделившихся при низкой температуре из мартенсита отпуска и первоначально когерентно связанных с его кристаллической решеткой, при температуре 270–400 °С [9]. Избирательный отпуск закаленной подшипниковой стали на участках светлого и темного травления в результате нагрева роликов

при продолжительном трении скольжения или трении с проскальзыванием в процессе эксплуатации буксовых подшипников замедляется за счет повышенного содержания в стали хрома, тормозящего диффузионные процессы, протекающие при отпуске. Таким образом, температура отпуска стали ШХ15СГ с содержанием хрома 1,5 % в реальных условиях сдвигается до 200 °С на первом этапе, до 220–260 °С — на втором и до 320–420 °С — на третьем, однако длительная выдержка, например при заклинивании роликов, способствует перестроению структуры закаленной стали в результате отпуска с более низких температур [10].

Кратковременный отпуск при локальном нагреве участков рабочих поверхностей закаленных роликов не снижает в достаточной степени внутренних микронапряжений по всему объему стали, а при охлаждении после нагрева в результате трения скольжения не создает стабильности размеров роликов в эксплуатации. Таким образом, неравномерное перестроение микроструктуры закаленной подшипниковой стали в результате образования при отпуске участков пониженной твердости ведет к созданию зон остаточных напряжений на границах раздела исходной мартенситной и трансформированной троостомартенситной структур, отличающихся удельным объемом. Такое преобразование способно повысить скорость движения краевых дислокаций и увеличить их сверхнормативную плотность, что в итоге может вызвать появление микротрещин в роликах и, как следствие, явиться причиной снижения ресурса буксовых подшипников грузовых вагонов в эксплуатации.

В результате металлографических исследований макро- и микроструктуры и измерения твердости подшипниковой стали ШХ15СГ эксплуатируемых и новых роликов буксовых подшипников грузовых вагонов:

1) обнаружена гетерогенность макро- и микроструктуры предварительно объемно закаленной при производстве роликов стали, возникающая в эксплуатации и проявляющаяся в радиальных и круговых участках структуры с отличающимся от основного материала роликов фазовым составом и твердостью;

2) выявлены микроструктурные изменения пятен и полос светлого и темного травления закаленной подшипниковой стали ШХ15СГ роликов буксовых подшипников грузовых вагонов, возникшие в эксплуатации и заключающиеся в трансформации исходной структуры мартенсита отпуска с нормативной твердостью 62–65 HRC в троостомартенсит отпуска со средним значением твердости светлых 53 HRC и темных участков 49,5 HRC для ролика № 32 (2); 57,1 HRC и 51,8 HRC — для № 30 (3); 55,6 HRC и 49,9 HRC — для № 88 (4);

3) выдвинута гипотеза о том, что разупрочнение подшипниковой стали роликов на светлых и темных участках возникает в результате отпуска при локальном нагреве торцевых поверхностей роликов до температур отпуска, который происходит в процессе эксплуатации при относительном трении скольжения деталей подшипника в условиях действия значительных нагрузок, граничного или сухого трения: чем выше температура нагрева за счет тепловыделения при трении, тем сильнее снижается твердость. Считается, что температура зонального нагрева отдельных участков торцевых поверхностей исследованных роликов достигала 250–500 °С;

4) установлено, что разница в удельном объеме мартенсита отпуска и фаз в отпущенных зонах способствует созданию градиента напряжений, в результате чего на границе раздела темных и светлых зон и основного металла роликов возможно скопление растягивающих и сжимающих напряжений, вызывающих угрозу образования трещин и усталостного разрушения рабочих поверхностей роликов. Предлагается провести дополнительные исследования напряжений в металле подшипниковых роликов альтернативными методами, способными оценить влияние возможных структурных напряжений на границе раздела фаз в подшипниковой стали ШХ15СГ на усталостное разрушение роликов;

5) определена целесообразность подробного металлографического исследования фазового состава и микроструктуры зон светлого и темного травления подшипниковой стали ШХ15СГ на сканирующем электронном микроскопе при увеличении более 2000×;

6) поставлена задача по разработке методов и средств, исключающих разупрочнение подшипниковой стали роликов в эксплуатации.



## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Матяш Ю. И., Семёнов А. П., Брылова Т. Б., Кондратенко Е. В. Информационные технологии и системы диагностирования железнодорожных вагонов при производстве и ремонте. М.: ВИНТИ РАН, 2020. 256 с.
2. Регель В. Р., Слуцкер А. И., Томашевский Э. Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.
3. Мордасов Д. М., Фатеев Ю. Г., Зотов С. В. Исследование причин преждевременного разрушения подшипников буксового узла // Вестник Тамбовского государственного технического университета. 2015. Т. 21, № 4. С. 686–695. DOI: 10.17277/vestnik.2015.04.
4. Зубченко А. С., Колосков М. М., Каширский Ю. В. и др. Марочник сталей и сплавов. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.
5. Спектор А. Г., Зельберт Б. М., Киселева С. А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Metallurgia, 1980. 264 с.
6. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справочник / Под ред. О. А. Банных и М. Е. Дрица. М.: Metallurgia, 1986. 440 с.
7. Попова Е. В. Исследование карбидной неоднородности в сечении непрерывнолитой заготовки квадрат 150 мм из стали ШХ15 // Матер. 25-й Междунар. науч.-техн. конф. „Литейное производство и металлургия“. Минск, 2017. С. 164–168.
8. Смирнов М. А., Счастливец В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки стали. Екатеринбург: УрО Ин-та физики металлов РАН, 1999. 496 с.
9. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М.: Ленанд, 2023. 480 с.
10. Раузин Я. Р., Спектор А. Г. Термическая обработка хромистой стали. М.: Машгиз, 1963. 385 с.

## СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

- Евгений Владимирович Кондратенко** — канд. техн. наук, доцент; Омский государственный университет путей сообщения, Институт образовательных коммуникаций и дистанционных технологий; директор института; E-mail: evgenkond@mail.ru
- Юрий Михайлович Сосновский** — канд. физ.-мат. наук, доцент; Омский государственный университет путей сообщения, кафедра физики и химии; зав. кафедрой; E-mail: sosnovskyum@mail.ru
- Дмитрий Валерьевич Муравьев** — канд. техн. наук; Омский государственный университет путей сообщения, кафедра технологии транспортного машиностроения и ремонта подвижного состава; доцент; E-mail: mdvoms@yandex.ru

Поступила в редакцию 11.02.25; одобрена после рецензирования 03.03.25; принята к публикации 25.04.25.

## REFERENCES

1. Matyash Yu.I., Semenov A.P., Brylova T.B., Kondratenko E.V. *Informatsionnyye tekhnologii i sistemy diagnostirovaniya zheleznodorozhnykh vagonov pri proizvodstve i remonte* (Information Technologies and Systems for Diagnosing Railway Cars During Production and Repair), Moscow, 2020, 256 p. (in Russ.)
2. Regel V.R., Slutsker A.I., Tomashevsky E.E. *Kineticheskaya priroda prochnosti tvordykh tel* (Kinetic Nature of Strength of Solids), Moscow, 1974, 560 p. (in Russ.)
3. Mordasov D.M., Fateev Yu.G., Zotov S.V. *Bulletin of Tambov State Technical University*, 2015, no. 4(21), pp. 686–695, DOI: 10.17277/vestnik.2015.04. (in Russ.)
4. Zubchenko A.S., Koloskov M.M., Kashirskiy Yu.V. et al. *Marochnik staley i splavov* (Brand Book of Steels and Alloys), Moscow, 2003, 784 p. (in Russ.)
5. Spektor A.G., Zelbert B.M., Kiseleva S.A. *Struktura i svoystva podshipnikovyykh stal* (Structure and Properties of Bearing Steels), Moscow, 1980, 264 p. (in Russ.)
6. Bannykh O.A. and Drits M.E., ed., *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh i mnogokomponentnykh sistem na osnove zheleza: Spravochnik* (Phase Diagrams of Binary and Multicomponent Iron-Based Systems: Handbook), 1986, 440 p. (in Russ.)
7. Popova E.V. *Liteynoye proizvodstvo i metallurgiya* (Foundry Production and Metallurgy), Proceedings of the 25th International Scientific and Technical, Minsk, Belarus, 2017, pp. 164–168. (in Russ.)
8. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. *Osnovy termicheskoy obrabotki stali* (Fundamentals of Heat Treatment of Steel) Ekaterinburg, 1999, 496 p. (in Russ.)
9. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* (Theory of Heat Treatment of Metals), Moscow, 2023, 480 p. (in Russ.)
10. Rauzin Ya.R., Spektor A.G. *Termicheskaya obrabotka khromistoy stali* (Heat Treatment of Chromium Steel), Moscow, 1963, 385 p. (in Russ.)

## DATA ON AUTHORS

**Evgeniy V. Kondratenko**

— PhD, Associate Professor; Omsk State Transport University, Institute of Educational Communications and Distance Technologies, Director of the Institute, E-mail: evgenkond@mail.ru

**Yury M. Sosnovsky**

— PhD, Associate Professor; Omsk State Transport University, Department of Physics and Chemistry; Head of the Department; E-mail: sosnovskyym@mail.ru

**Dmitry V. Muravyov**

— PhD; Omsk State Transport University, Department of Technologies of Transport Engineering and Repair of Rolling Stock; Associate Professor; E-mail: mdvomsk@yandex.ru

Received 11.02.25; approved after reviewing 03.03.25; accepted for publication 25.04.25.