

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ 100-М РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ**В.Е. Кормышев^{1,†}, Ю.Ф. Иванов², В.Е. Громов¹, А.А. Юрьев³, Е.В. Полевой³**

†89236230000@mail.ru

¹Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия²Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический, 2/3, 634055, Томск, Россия³АО «Евраз-Западно-Сибирский металлургический комбинат», Космическое шоссе, 19, 654043, Новокузнецк, Россия

Методами современного физического материаловедения выполнены исследования структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-м рельсов категории ДТ350 после экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1411 млн. тонн брутто на экспериментальном кольце РЖД). Установлено, что эксплуатация рельсов приводит к существенному упрочнению поверхностного слоя толщиной до 80-100 мкм независимо от исследуемого участка головки рельса (поверхность катания или выкружка). Микротвердость поверхности рельсов в 1,5-2 раза выше по сравнению с объемом и снижается по мере удаления от рабочей поверхности. Выявлено увеличение износостойкости поверхности катания в ≈ 7 раз и коэффициента трения в 1,3 раза по отношению к объему. Установлено, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается формированием слоистой структуры поверхностного слоя толщиной ≈ 35 мкм со слоями, параллельными поверхности катания и образованными микрообъемами (1,5-2,0) мкм. Микроструктура головки рельсов представлена мелкодисперсным пластинчатым перлитом со средним размером зерна ≈ 30 мкм и межпластинчатым расстоянием ≈ 132 нм. Значения параметра кристаллической решетки α -Fe поверхности катания ($a=0,28699$ нм), искажения кристаллической решетки цементита ($\Delta d/d = 2,37 \cdot 10^{-3}$) выше, а относительное содержание цементита (3,31 мас. %) и размер областей когерентного рассеяния ($D = 20,6$ нм) ниже соответствующих значений в объеме головки рельса. Установлено, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается разрушением пластин цементита. Высказано предположение, что высвобождающийся углерод переходит в твердый раствор на основе кристаллической решетки α -Fe и осаждается на дефектах кристаллического строения (дислокации, межфазные и внутрифазные границы раздела). На основании проведенных исследований и оценочных расчетов показано, что общая освобождаемая концентрация углерода составляет 0,0052 вес. %, при этом увеличение параметра кристаллической решетки α -Fe соответствует переходу в твердый раствор 0,0015 вес. % углерода.

Ключевые слова: структура, свойства, дифференцированная закалка, рельсы, длительная эксплуатация, цементит.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF DIFFERENTIALLY QUENCHED 100-M RAILS AFTER EXTREMELY LONG-TERM OPERATION**V.E. Kormyshev^{1,†}, Yu. F. Ivanov², V.E. Gromov¹, A.A. Yuriev³, E.V. Polevoy³**

†89236230000@mail.ru

¹Siberian State Industrial University, 42 Kirov Str., Novokuznetsk, 654007, Russia²Institute of High Current Electronics SB RAS, 2/3 Akademicheskii Pr., Tomsk, 634055, Russia³JSC «Evraz-West-Siberian Metallurgical Combine», Kosmicheskoe shosse, 19, Novokuznetsk, 654043, Russia

The investigations into structural phase states and properties of differentially quenched 100-m rails of DT350 category after extremely long-term operation (the passed tonnage of 1411 mln. t. brutto on experimental ring of Russian railway) were performed by the methods of modern physical material science. It has been established that rail operation results in the essential strengthening of 80-100 μm surface layer independent of the tested area of rail head (tread surface and fillet). The microhardness of rail surface is higher 1.5-2 fold as compared to volume and it decreases with greater distance from the working surface. The increase in wear resistance of tread surface by ≈ 7 times and the friction coefficient by 1.3 times in relation to volume has been detected. It has been established that long-term operation of the rails is accompanied by the formation of a layered structure of the surface layer with a thickness of ≈ 35 μm with layers parallel to the rolling surface and formed by microvolumes (1.5-2.0) μm . The microstructure of rail surface is presented by highly dispersed lamellar pearlite with average grain size of ≈ 30 μm and interlaminated distance of ≈ 132 nm. The crystal lattice parameter α -Fe of the rolling surface ($a = 0.28699$ nm), the distortion of the cementite crystal lattice ($\Delta d/d = 2.37 \cdot 10^{-3}$) are higher, and the relative cementite content (3.31 wt.%) and the size of the coherent scattering regions ($D = 20.6$ nm) is lower than the corresponding values in the volume of the rail head. It is established that the long-term operation of the rails is accompanied by the destruction of cementite plates. It has been suggested that the released carbon goes into a solid solution based on the α -Fe crystal lattice and is deposited on defects in the crystal structure (dislocations, interphase and interphase interfaces). On the basis of the performed investigations and estimate calculations it has been shown that total carbon liberated concentration amounts to 0.0052 wt. %, in this case the increase in α -Fe crystal lattice parameter corresponds to the transition to the solid solution (0.0015 wt. % carbon).

Keywords: structure, properties, differentiated quenching, rails, long-term operation, cementite.

Введение

В последние годы наблюдается существенное увеличение интенсивности движения железнодорожного транспорта и его грузонапряженности, что вызывает необходимость использования рельсов с высокой эксплуатационной стойкостью [1, 2]. С 2013 года в России на АО «Евраз-объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» начато производство 100-метровых дифференцированно закаленных сжатым воздухом рельсов в потоке прокатных станов. Сертифицированная партия этих рельсов установлена на экспериментальном кольце и пропущенный тоннаж составляет к настоящему времени свыше 1700 млн. тонн брутто. Совершенствование технологии закалки во многом связано с получением информации о структурно-фазовом состоянии и эксплуатационных свойствах рельсов при длительной эксплуатации. Важность информации в этой области определяется глубиной понимания фундаментальных проблем физики конденсированного состояния с одной стороны и практической значимостью проблемы с другой.

Анализ литературных данных [3-8] показывает, что уже при сравнительно небольшом пропущенном тоннаже до 300 млн. тонн в поверхностных слоях рельса наблюдается сильное изменение структуры, отмечается аномально высокое значение микротвердости и явление распада цементита. В процессе длительной эксплуатации в рельсах накапливаются многочисленные дефекты, индуцируются сегрегационные, релаксационные, гомогенизационные и рекристаллизационные процессы и фазовые переходы, что может сопровождаться ухудшением физико-механических свойств и являться причинами выхода рельсов из строя [3-8].

При этих же объемах пропущенного тоннажа в поверхностных слоях формируется «белый» слой, приводящий к контактной усталости, формированию микротрещин и выходу рельсов из строя [9-20]. В отечественных объемно-закаленных рельсах при пропущенном тоннаже 500-1000 млн. тонн выявлено формирование наноразмерной многофазной структуры в слое металла, прилегающем к рабочей поверхности (поверхности выкружки и поверхности катания), характеризующейся полным разрушением колоний пластинчатого перлита (поверхностный слой); протеканием начальной стадии динамической рекристаллизации зерен структурно свободного феррита (слой толщиной не менее 2 мм); фрагментацией зерен феррито-карбидной смеси с образованием структу-

ры, в которой частицы карбидной фазы расположены преимущественно по границам субзерен [21-31].

Для отечественных 100-м дифференцированно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т. брутто в работах [32-41] выполнены теоретические оценки аддитивного предела текучести металла по центральной оси и по выкружке на основе многофакторного анализа упрочнения, учитывающего наличие колоний перлита, частиц карбидной фазы, дислокационной субструктуры, дальнедействующих полей напряжений и твердого раствора на основе α -железа. Показано, что независимо от анализируемого участка рельса (выкружка или поверхность катания) и расстояния до рабочей поверхности основной вклад в упрочнение вносит дислокационная субструктура. Установлено, что изменение параметров дефектной субструктуры ферритной составляющей колоний перлита по центральной оси и по выкружке носит градиентный характер.

Цель настоящей работы – исследование структурно-фазового состояния и свойств металла поверхности катания и выкружки в головке 100-м дифференцированно закаленных рельсов, формирующихся после пропущенного тоннажа 1411 млн. т брутто.

1. Материал и методика исследования

В качестве материала исследования были использованы образцы рельса категории ДТ350, изъятого из пути на Экспериментальном кольце РЖД после пропуска 1411 млн. т брутто. Рельс категории ДТ350 плавки 26891 сертификационной партии изготовлен на ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» в июне 2013 года из вакуумированной стали марки Э76ХФ в соответствии с требованиями ТУ 0921-276-01124323-2012 и дифференцированно термоупрочнен. По химическому составу металл рельсовой пробы удовлетворяет требованиям этих ТУ (табл.1).

Макроструктуру металла выявляли методом глубокого травления в 50 % горячем водном растворе соляной кислоты на неполном поперечном темплете (головка, шейка). Оценку макроструктуры производили в соответствии с требованиями РД 14-2Р-5-2004 «Классификатор дефектов макроструктуры рельсов, прокатанных из непрерывнолитых заготовок электростали». Микроструктуру металла изучали на шлифах, вырезанных из верхней части головки (выкружка и поверхность катания) после трав-

ления в 4-% спиртовом растворе азотной кислоты. Исследования структуры стали проводили, используя методы оптической микроскопии (Olimpus GX51) и сканирующей электронной микроскопии (прибор MIRA 3 Tescan). Ис-

следования фазового состава и состояния кристаллической решетки осуществляли методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD-6000, Shimadzu).

Таблица 1. Химический состав рельсов категории ДТ350

Химический анализ	Содержание химических элементов, вес. %										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al	Ti
проверочный	0,72	0,77	0,61	0,010	0,009	0,42	0,07	0,14	0,038	0,003	0,003
Требования ТУ 0921-276- 01124323- 2012 для стали марки Э76ХФ	0,71- 0,82	0,75- 1,25	0,25- 0,60	не более		0,20- 0,80	Σ не более 0,27 %		0,03- 0,15	не более	
				0,020	0,020		0,20	0,20		0,004	0,025

Свойства рельсов характеризовали, определяя микротвердость, параметр износа (величина, обратная износостойкости) и коэффициент трения. Микротвёрдость определяли прибором ПМТ-3 методом Виккерса при нагрузке на индентор 0,5 Н вдоль вертикальной оси симметрии катания и поверхности выкружки на интервале (10-110) мкм с шагом 10 мкм (две дорожки), на глубине 2 мм и 10 мм от поверхности по месту обеих выкружек и центральной зоны поверхности катания головки пробы по результатам 4 измерений в каждой зоне. Трибологические исследования (определение параметра износа и коэффициента трения) осуществляли на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция) при следующих параметрах: шарик из стали ШХ15 диаметром 6 мм, радиус трека – 4 мм, нагрузка на индентор 12 Н, скорость вращения

образца 25,0 мм/с, температура испытаний комнатная. Степень износа материала определяли по результатам профилометрии сформированного при испытаниях трека.

2. Результаты исследования и их обсуждение

Представленные на рис.1 профили микротвердости свидетельствуют о том, что эксплуатация рельсов сопровождается существенным упрочнением приповерхностного слоя стали толщиной до (80-100) мкм независимо от исследуемого участка рельса (зона поверхности катания или рабочей выкружки). При этом у поверхности рельса твердость стали в 1,5-2 раза выше, по сравнению с объемом, и снижается по мере удаления от рабочей поверхности.

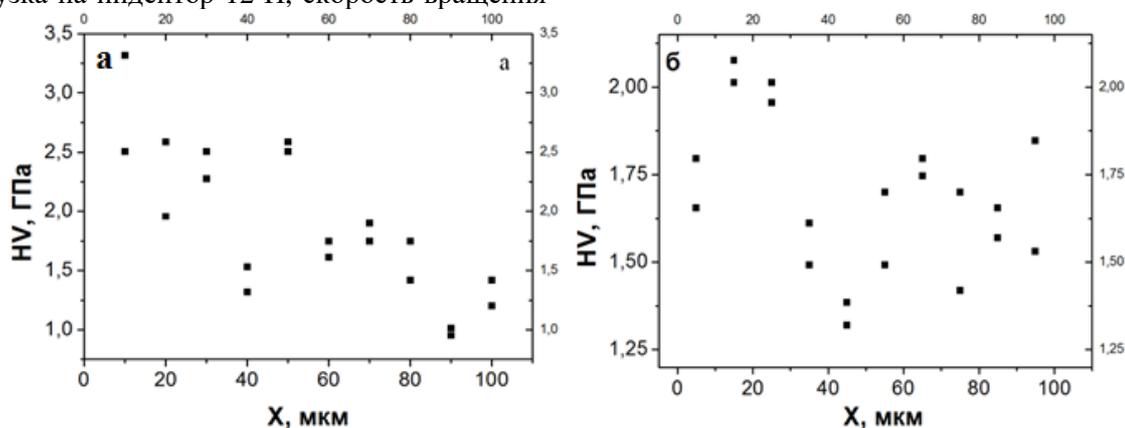


Рис.1. Зависимость микротвердости от расстояния от поверхности катания (а) и поверхности выкружки (б), полученная вдоль вертикальной оси симметрии поверхности катания и поверхности выкружки. Микротвердость стали на расстоянии 2 мм – 1,48 ГПа, 10 мм – 1,21 ГПа

Упрочнение поверхностного слоя стали сопровождается увеличением износостойкости материала. Результаты, представленные в табл.2, свидетельствуют о том, что износостойкость поверхности катания увеличилась в ≈ 7 раз по отношению к объему изделия.

Таблица 2. Трибологические характеристики стали рельса категории ДТ350 после пропущенного тоннажа 1411 млн. т брутто

Состояние стали	μ	$k, 10^{-5}, \text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$
Исходный	0,6	2,0
Поверхность катания	0,76	0,3

μ – коэффициент трения; k – параметр износа

Увеличение износостойкости стали сопровождается ростом (в $\approx 1,3$ раза) коэффициента трения (табл.2). Представленные на рис.2 результаты трибологических испытаний свидетельствуют о том, что характер зависимости

коэффициента трения от времени испытания различен для объема стали, расположенного на глубине 15 мм от поверхности катания (рис.2а), и объема стали, формирующего поверхность катания (рис.2б). В первом случае изменение коэффициента трения выходит на стационарный уровень после 100 с приработки; во втором случае – после 400 с. Последнее, очевидно, указывает на изменение структурно-фазового состояния стали в поверхностном слое в процессе эксплуатации рельсов. На это указывают и профили дорожек трения, приведенные на рис.3. Отчетливо видно, что дорожка трения, полученная при трибологических испытаниях поверхности катания рельса, имеет более гладкий профиль, что свидетельствует о более равнопрочном состоянии поверхностного слоя дорожки трения по сравнению с материалом объема рельса.

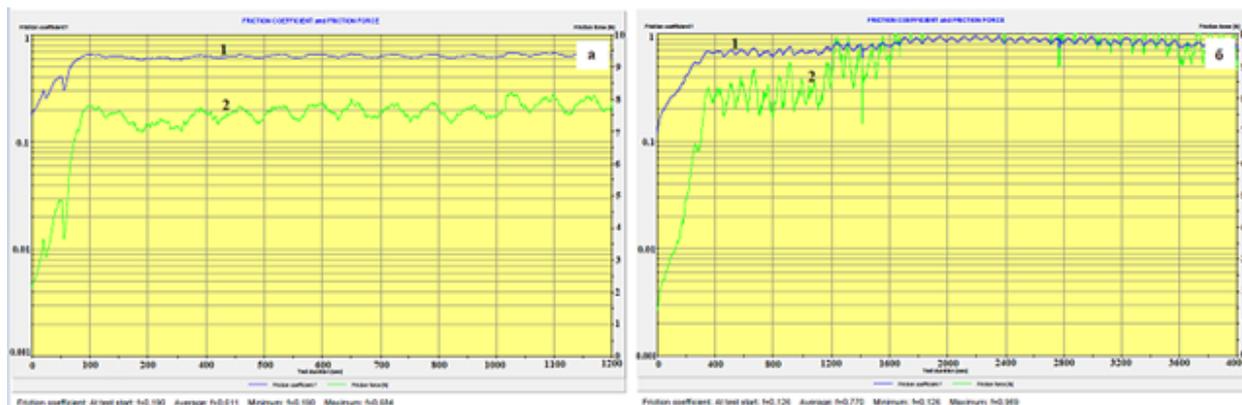


Рис.2. Зависимость коэффициента трения (кривая 1) и силы трения (Н) (кривая 2) от времени испытаний; а – испытания проведены на поперечном шлифе рельса на расстоянии 15 мм от поверхности катания, б – на поверхности катания

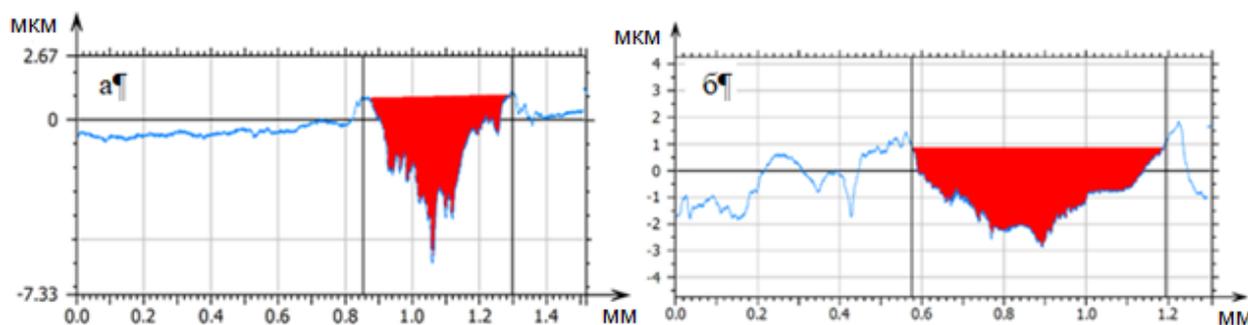


Рис.3. Характерные изображения профиля дорожки трения рельсовой стали на расстоянии 15 мм от поверхности катания (а), б – профиль дорожки трения на поверхности катания

После пропущенного тоннажа 1411 млн. т брутто поверхностный слой поверхности ката-

ния рельсов претерпевает существенные преобразования (рис.4). Травление шлифа в 4-%

спиртовом растворе азотной кислоты позволило выявить слоистое строение поверхностного слоя с расположением слоев параллельно поверхности катания. Слои сформированы микрообъемами размерами (1,5-2) мкм (рис.4а).

Толщина преобразованного слоя поверхности катания достигает ≈ 35 мкм. По мере удаления от поверхности катания размеры объемов травления увеличиваются (рис.4б).

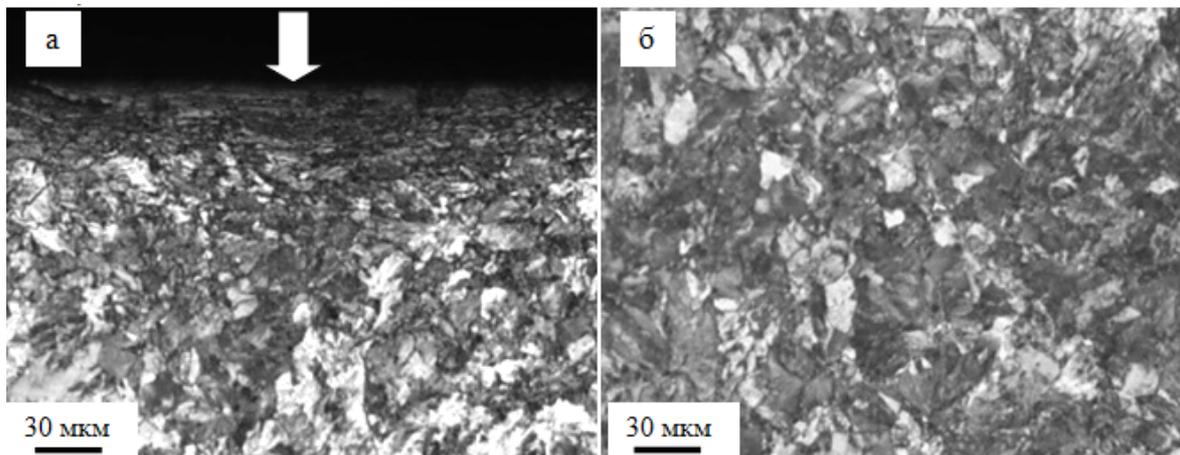


Рис.4. Микроструктура поперечного шлифа поверхности катания; а – поверхностный слой (стрелкой указана на поверхность катания); б – слой, расположенный на расстоянии ≈ 200 мкм от поверхности катания

В головке рельса микроструктура стали сформирована мелкодисперсным пластинчатым перлитом. Средний размер зерна составляет 29,8 мкм, размер реальных зерен варьируется в пределах от 15,0 мкм до 51,2 мкм (рис.5). По

границам зерен перлита выявляются сравнительно мелкие зерна избыточного феррита, оцениваемые 1,5 баллом шкалы № 7 ГОСТ 8233 (рис.5). Бейнит в микроструктуре металла пробы методами металлографии не выявлен.

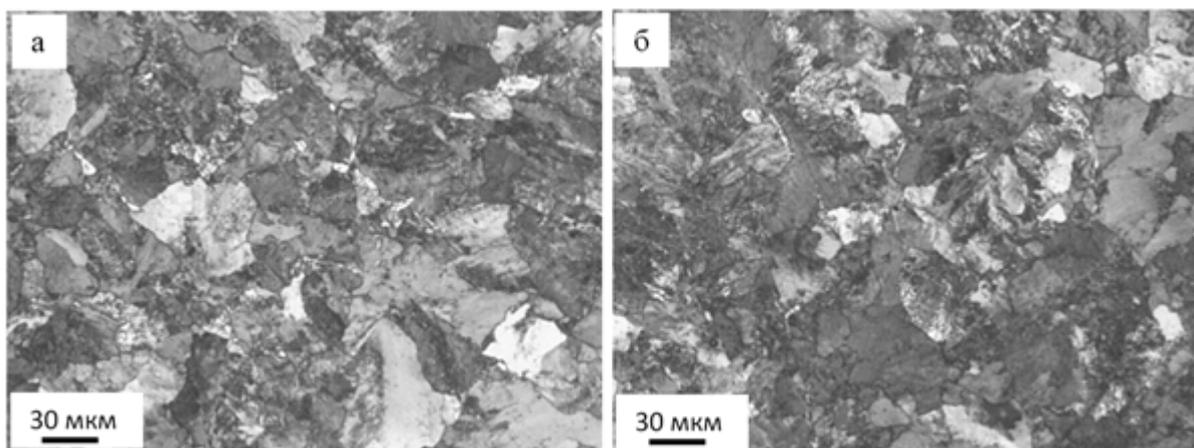


Рис.5. Зеренная структура слоя, расположенного на расстоянии ≈ 15 мм от поверхности катания

Методами сканирующей электронной микроскопии травленных шлифов выкружки и поверхности катания головки на глубине 0,5-1,0 мм, установлено, что структура стали представлена высокодисперсным перлитом пластинчатой морфологии (рис.6а). В перлитной структуре, кроме регулярных колоний с параллельно расположенными пластинами цементита выявляются колонии, пластины цементита в которых разрушены, либо расположены неупорядоченным образом (рис.6б).

Анализ выявленной структуры показал, что величина перлитных колоний стали изменяется в пределах от 2,7 мкм до 12,2 мкм при среднем значении 6,2 мкм. Межпластинчатое расстояние (расстояние между границами соседних пластин цементита) изменяется в пределах от 73 нм до 256 нм при среднем значении 132 нм и практически не зависит от месторасположения анализируемого участка (выкружка или поверхность катания).

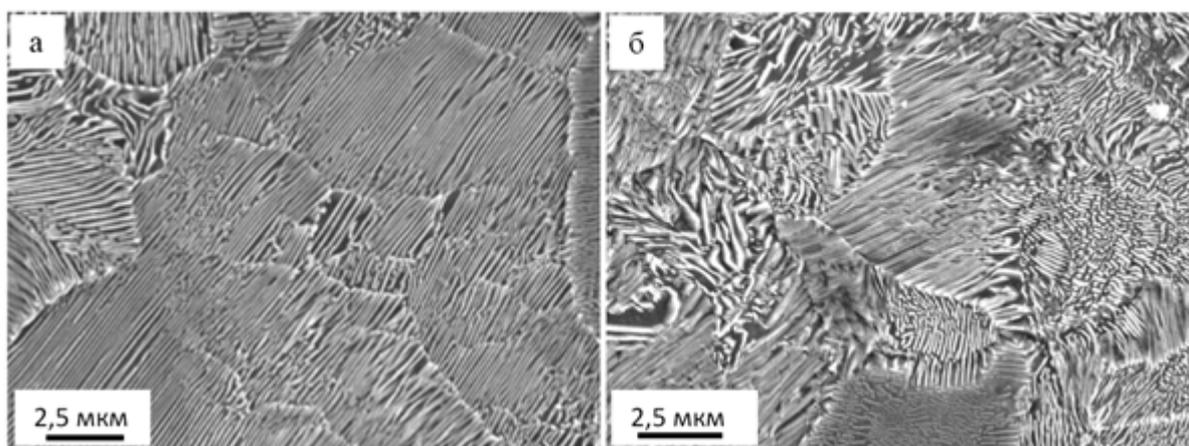


Рис.6. Электронно-микроскопическое изображение структуры перлитных колоний рельсов на глубине 0,5-1,0 мм от поверхности катания. Сканирующая электронная микроскопия травленного шлифа

Фазовый состав и состояние кристаллической решетки поверхности катания и объема рельсов изучали методами рентгеноструктурного анализа.

Анализ полученных результатов (рис.7) показывает, что основными фазами исследуемой стали являются твердый раствор на основе α -железа (ОЦК кристаллическая решетка) и карбид железа (Fe_3C , цементит). Параметр кристаллической решетки α -Fe в исходном состоянии $a_{исх.} = 0.28693$ нм; параметр кристаллической решетки α -Fe поверхности катания $a_{п.к.} = 0.28699$ нм. Относительное содержание цементита в стали исходного состояния 3,39 масс.%; в объеме стали, формирующем

поверхность катания, – 3,31 масс.%. Размер областей когерентного рассеивания цементита поверхности катания $D_{ОКР} = 20,6$ нм; для цементита исходного состояния стали $D_{ОКР} = 36,5$ нм. Величина искажения кристаллической решетки цементита поверхности катания $\Delta d/d = 2,37 \cdot 10^{-3}$, для цементита исходного состояния $\Delta d/d = 1,26 \cdot 10^{-3}$. Таким образом, цементит, расположенный в объеме стали, формирующем поверхность катания, находится в существенно более высоконапряженном состоянии по сравнению с цементитом исходной стали.

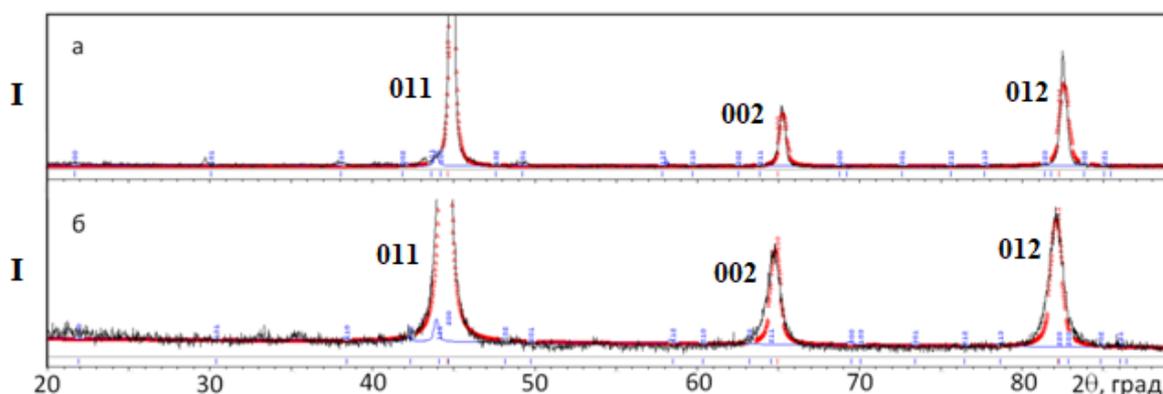


Рис.7. Участки рентгенограмм, полученные с объема стали, расположенного на расстоянии 20 мм от поверхности катания (а), далее по тексту – исходное состояние), и с поверхности катания (б)

Предполагая, что увеличение параметра кристаллической решетки α -железа связано с растворением цементита и уходом в твердый раствор атомов углерода, оценим, используя предложенные в [42] соотношения, концентрацию углерода в твердом растворе на основе α -

Fe. Выполненные оценки показывают, что выявленное увеличение параметра кристаллической решетки α -железа может соответствовать переходу в твердый раствор 0,0015 вес.% углерода. Используя диаграмму состояния Fe-C [42], можно оценить общее количество выско-

бодившегося углерода, соответствующего выявленному изменению относительного содержания цементита в стали. Выполненные оценки показывают, что в нашем случае освобождаемая суммарная концентрация углерода составляет 0,0052 вес.%. Используя результаты оценочных расчетов, можно заключить, что основное количество атомов углерода, высвобождаемых при разрушении цементита в процессе эксплуатации рельсов, осаждается на дефектах кристаллической решетки (дислокации, межфазные и внутрифазные границы раздела). Таким образом, на основании выполненных исследований и оценочных расчетов можно заключить, что термомодеформационное воздействие, имеющее место при эксплуатации рельсов, сопровождается разрушением цементита поверхностного слоя стали, высвобождением атомов углерода, который частично встраивается в кристаллическую решетку α -железа (позиции внедрения) и осаждается на дефектах кристаллического строения стали. Оба процесса, несомненно, ведут к упрочнению стали [43-47].

Заключение

Показано, что эксплуатация рельсов сопровождается существенным (в 1,5-2 раза) упрочнением приповерхностного слоя стали толщиной до (80-100) мкм независимо от исследуемого участка рельса (зона поверхности катания или рабочей выкружки). Выявлено увеличение износостойкости поверхности катания в ≈ 7 раз по отношению к объему изделия. Показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается формированием слоистой структуры поверхностного слоя толщиной ≈ 35 мкм с расположением слоев параллельно поверхности катания. Слои сформированы микрообъемами размерами (1,5-2) мкм. Установлено, что эксплуатация рельсов сопровождается разрушением цементита, высвобождающийся углерод поступает в твердый раствор на основе кристаллической решетки α -железа и осаждается на дефектах кристаллического строения стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №19-32-60001.

Список используемой литературы

1. Громов В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Юрьев А.А. Эволюция структурно-фазовых состояний металла и рельсов при длительной эксплуатации. – Новосибирск, Изд-во СО РАН, 2017. – 164 с.
2. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. Microstructure of quenched rails. – Carbide, CISP Ltd, 2016. – 153 p.
3. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels // Steel tech. – 2008. – V.3, No.1. – P. 19–23.
4. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Souvage X., Valiev R. Z., Fecht H. J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite // Acta Mater. – 2006. – V.54. – P. 1659–1669.
5. Ning J iang-li, Courtois-Manara E., Korman-aeva L., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kubel C., Ivanisenko Yu. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion // Mater. Sci. and Eng. A. – 2013. – V.581. – P. 81–89.
6. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. and Eng. A. – 2003. – V.345. – P. 81–89.
7. Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite // Acta Mater. – 2011. – V.59. – P. 3965–3977.
8. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires // Scripta Mater. – 2001. – V.45. – P. 1469–1472.
9. Jun Wu, Roumen H. Petrov, Sebastian Kölling, Paul Koenraad, Loic Malet, Stephane Godet and Jilt Sietsma. Micro and Nanoscale Characterization of Complex Multilayer-Structured White Etching Layer in Rails // Metals. – 2018. – No.8. – P. 748–766.
10. Österle R.H., Pyzalla A., Wang L.W., et al. Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, X-ray and synchrotron X-ray diffraction // Mater. Sci. Eng. A. – 2001. – No.303. – P. 150–157.
11. Wild W.L., Hasse B., Wroblewski T., et al. Microstructure alterations at the surface of a heavily corrugated rail with strong ripple formation // Wear. – 2003. – No.254. – P. 876–883.
12. Zhang H.W., Ohsaki S., Mitao S., et al. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail // Mater. Sci. Eng. A. – 2006. – No.421. – P. 191–199.
13. Takahashi J., Kawakami K., Ueda M. Atom probe tomography analysis of the white etching

- layer in a rail track surface // *Acta Mater.* – 2010. – No.58. – P. 3602–3612.
14. Lojkowski W., Djahanbakhsh M., Bürkle G., et al. Nanostructure formation on the surface of railway tracks // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2001. – No.303. – P. 197–208.
15. Newcomb S.B., Stobbs W.M. A transmission electron microscopy study of the white-etching layer on a rail head // *Mater. Sci. Eng.* – 1984. – No.66. – P. 195–204.
16. Ishida M. Rolling contact fatigue (RCF) defects of rails in Japanese railways and its mitigation strategies // *Electron. J. Struct. Eng.* – 2013. – No.13. – P. 67–74.
17. Steenbergen M., Dollevoet R. On the mechanism of squat formation on train rails–Part I: Origination // *Int. J. Fatigue.* – 2013. – No.47. – P. 361–372.
18. Pal S., Valente C., Daniel W., et al. Metallurgical and physical understanding of rail squat initiation and propagation // *Wear.* – 2012. – No.284-285. – P. 30–42.
19. Clayton P. Tribological aspects of wheel-rail contact: A review of recent experimental research // *Wear.* – 1995. – No.191. – P. 170–183.
20. Carroll R.I., Beynon J.H. Rolling contact fatigue of white etching layer: Part 1. Crack morphology // *Wear.* – 2007. – No.262. – P. 1253–1266.
21. Gromov, V.E., Ivanov Yu.F., Peregodov O.A., Morozov K.V., Wang X.L., Dai W.B., Ponomareva Yu.V., Semina O.A. Evolution of structure and properties of railhead and fillet in long-term operation // *Materials and Electronics Engineering.* – 2015. – V.2. – No.4. – P. 1–4.
22. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregodov O.A., Morozov K.V., Yur'ev A.B. Evolution of the structure and phase states of rails in prolonged operation // *Steel in translation.* – 2015. – V.45, No.4. – P. 254–257.
23. Peregodov O.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V., Semina O.A. Structure-phase states evolution in rails during a long operation // *AIP conference proceedings.* – 2015. – V.1683, No.020179. – 4 p.
24. Gromov V.E., Morozov K.V., Yur'ev A.B., Peregodov O.A. Fragmentation of the grain structure of quenched rails // *Steel in translation.* – 2015. – V.45, No.10. – P. 759–761.
25. Ivanov Yu.F., Peregodov O.A., Morozov K.V., Gromov V.E., Popova N.A., Nikonenko E.N. Formation Structural Phase Gradients in Rail Steel During Long-Term Operation // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* – 2016. – V.112, No.012038. – 4 p.
26. Gromov V.E., Morozov K.V., Ivanov Yu.F., Aksenova K.V., Peregodov O.A., Semin A.P. Formation and evolution of structure-phase states in rails after drawn resource // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures.* – 2016. – No.1. – P. 38–44.
27. Gromov V.E., Peregodov O.A., Ivanov Y.F., Glezer A.M., Morozov K.V., Aksenova K.V., Semina O.A. Physical nature of rail strengthening in long term operation // *AIP Conference Proceedings.* – 2016. – V.1783, No.020069. – 4 p.
28. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Glezer A.M., Peregodov O.A., Morozov K.V. Nature of the structural degradation rail surfaces during operation // *Bulletin of Russian Academy of Science: Physics.* – 2016. – V.80, No.12. – P. 1483–1488.
29. Peregodov O.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Konovalov S.V. Structural and phase states in high-quality rail // *Steel in translation.* – 2016. – V.46, No.4. – P. 260–263.
30. Peregodov O.A., Morozov K.V., Gromov V.E., Glezer A.M., Ivanov Yu.F. Formation of internal stress fields in rails during long-term operation // *Russian metallurgy.* – 2016. – V.2016, No.4. – P. 371–374.
31. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Peregodov O.A., Semina O.A. Long-term operation of rail steel: degradation of structure and properties of surface layer // *Journal of surface investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron techniques.* – 2016. – V.10, No.5. – P. 1101–1105.
32. Громов В.Е., Юрьев А.А., Морозов К.В. и др. Эволюция тонкой структуры в поверхностных слоях 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* – 2017. – Т.14, №2. – С. 267–273.
33. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф. и др. Перераспределение атомов углерода в дифференцированно закаленных рельсах при длительной эксплуатации // *Изв. вузов Черная металлургия.* – 2018. – Т.61, №6. – С. 56–69.
34. Юрьев А.А., Громов В.Е., Морозов К.В. и др. Изменение структуры и фазового состава поверхности 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // *Изв. вузов Черная металлургия.* – 2017. – Т.60, №10. – С. 826–831.
35. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.А. и др. Природа поверхностного упрочнения диф-

- ференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Деформация и разрушение материалов. – 2018. – №4. – С. 67–85.
36. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф. и др. Анализ механизмов деформационного упрочнения рельсовой стали в процессе длительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2017. – №3. – С. 76–84.
37. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.А. и др. Градиенты структуры и свойств поверхностных слоев дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2017. – Т.14, №3. – С. 297–305.
38. Юрьев А.А., Громов В.Е., Гришунин В.А. и др. Механизмы разрушения пластинчатого перлита дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2017. – Т.14, №4. – С. 438–444.
39. Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Громов В.Е. и др. Преобразование карбидной фазы рельсов при длительной эксплуатации // Изв. вузов Черная металлургия. – 2018. – Т.61, №2. – С. 140–148.
40. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф. и др. Эволюция структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов в процессе длительной эксплуатации // Металлофизика и новейшие технологии. – 2017. – Т.39, №12. – С. 1599–1646.
41. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф. и др. Трансформация структуры 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2018. – Т.15, №1. – С. 128–134.
42. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
43. Пикеринг Ф.Б. Физическое материаловедение и обработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
44. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: ВО Наука, 1993. – 280 с.
45. Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
46. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. – 174 с.
47. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Попова Н.А., Коновалов С.В., Конева Н.А. Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 519 с.

Поступила в редакцию 30.09.19.

Сведения об авторах

Кормышев Василий Евгеньевич, к.т.н., с.н.с. СибГИУ, 89236230000@mail.ru
Иванов Юрий Федорович, д.ф.-м.н., профессор, г.н.с. ИСЭ СО РАН. yufi55@mail.ru
Громов Виктор Евгеньевич, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой СибГИУ, gromov@physics.sibsiu.ru
Юрьев Антон Алексеевич, к.т.н., менеджер по управлению продуктами и ресурсами АО ЕВРАЗ ЗСМК, Ant-yurev@yandex.ru
Полевой Егор Владимирович, к.т.н., зам. начальника тех. управления АО ЕВРАЗ ЗСМК, Egor.Polevoj@evraz.com