

## ЭКСПЛУАТАЦИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ: ДЕГРАДАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ\*

**Иванов Ю.Ф.**<sup>1,2</sup>, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, профессор (yuf55@mail.ru)

**Морозов К.В.**<sup>3</sup>, инженер кафедры физики им. В.М. Финкеля (morozov\_kv75@mail.ru)

**Перегудов О.А.**<sup>3</sup>, инженер кафедры физики им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

**Громов В.Е.**<sup>3</sup>, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики  
им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

<sup>1</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН  
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет  
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

<sup>3</sup> Сибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

**Аннотация.** Методами оптической, сканирующей, просвечивающей электронной дифракционной микроскопии и путем измерения микротвердости и трибологических параметров установлены закономерности изменения структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры поверхности рельсов после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто). Показано, что скорость износа увеличивается в 3,0 и 3,4 раза при пропущенном тоннаже 500 и 1000 млн. т соответственно, а коэффициент трения снижается в 1,4 и 1,1 раза. После пропущенного тоннажа 500 млн. т пластины цементита полностью разрушаются и формируются частицы цементита округлой формы размерами 10 – 50 нм. После пропущенного тоннажа 1000 млн. т отмечено протекание начальной стадии динамической рекристаллизации. Обсуждены возможные причины наблюдаемых закономерностей. Отмечено, что возможно протекание двух конкурирующих процессов при эксплуатации рельсов: процесса разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (атмосферы Коттрелла), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим формированием наноразмерных частиц цементита.

**Ключевые слова:** рельсы, эксплуатация, структура, дефектная субструктура, фазовый состав, поверхностный слой.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-8-576-580

Увеличение объема грузоперевозок, интенсивности движения с одновременным ростом нагрузок на ось приводят к значительному износу поверхности катания и выходу рельсов из строя [1 – 4]. Помимо чисто практического интереса проблема поверхностного износа и разрушения рельсов является предметом внимания специалистов и ученых в области физического материаловедения и физики металлов. Уже после сравнительно небольших сроков эксплуатации (пропущенный тоннаж 100 – 500 млн. т брутто) наблюдается формирование структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, характерных для интенсивных (мегапластических) пластических деформаций [5 – 12]: искривленные и разрушенные цементитные пластины, высокая плотность дислокаций на межфазных границах, где цементит растворяется и образуется аустенит. Деформационно-индуцированное разрушение цементита, очень стабильного при обычных условиях, свидетельствует о смещении фазового равновесия. В этой связи анализ деформационных превращений структуры и фазового состава

рельсов при длительной эксплуатации является, несомненно, актуальным [13 – 15].

Цель настоящей работы – анализ деформационного преобразования структуры и свойств поверхностного слоя рельсов, обусловленного длительной эксплуатацией на железной дороге.

В качестве материала исследования использовали образцы рельсовой стали Р65, свойства и элементный состав которой регламентируются ГОСТ Р 51685 – 2000. Образцы рельсовой стали были вырезаны из рельсов в исходном состоянии и после эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто). Анализу подвергали структурно-фазовое состояние поверхностного слоя зоны катания рельса. Структуру металла исследовали методами металлографии (метод поперечных травленных шлифов, травление осуществляли в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты), сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (метод тонких фольг) [16, 17]. Фольги готовили методом электролитического утонения пластинок, вырезанных

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 15-12-00010.

электроискровым методом непосредственно из поверхностного слоя зоны катания. Схема препарирования образцов приведена на рис. 1.

Анализ прочностных свойств поверхностного слоя стали осуществляли, определяя твердость материала (микротвердомер ПМТ-3 (метод Виккерса при нагрузке на индентор 2 Н)). Исследования износостойкости материала (определение коэффициента трения и скорости износа материала) проводили на трибометре «Tribotechnic» (Франция). В качестве контртела использовали шарик из стали ШХ15 диам. 3 мм. Измерения были проведены по схеме «вращение образца при неподвижном контртеле»; линейная скорость вращения 2,0 – 2,5 см/с. Нормальная нагрузка на контртело составляла 10 Н; конечное число оборотов образца – 5000. По окончании процесса трения с помощью трибометра были проведены измерения профиля канавки трения поверхности образцов с численным определением глубины канавки трения и площади ее поперечного сечения. Износостойкость оценивали по величине, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания. Скорость износа рассчитывали по следующей формуле:

$$V = \frac{2\pi RA}{FL},$$

где  $V$  – скорость износа,  $\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$ ;  $R$  – радиус трека, мм;  $A$  – площадь поперечного сечения канавки износа,  $\text{мм}^2$ ;  $F$  – приложенная нагрузка, Н;  $L$  – пройденная шариком контртела дистанция, м.

Визуальный осмотр нетравленных шлифов выявил в образцах рельсовой стали после наработки 500 и 1000 млн. т брутто на поверхности катания сглаженную блестящую полосу наката, свидетельствующую об эксплуатации рельсов.

Результаты трибологических испытаний поверхности катания рельсов ( $\mu$  – коэффициент трения) приведены ниже:

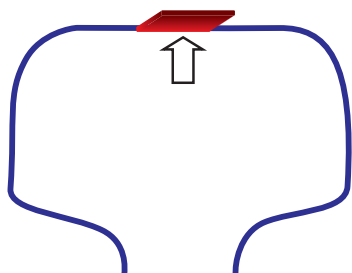


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании его структуры методами электронной дифракционной микроскопии (стрелкой условно указано место расположения слоя металла, использованного для приготовления фольг)

Fig. 1. Preparation scheme of the rail sample, when studying its structure, using the methods of electron diffraction microscopy (the arrow denotes conventionally the location of metal layer, used for the production of foils)

Пропущенный тоннаж, млн. т	$\mu$	$V \cdot 10^{-5}$ , $\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$
500	0,36	9,8
1000	0,43	10,9
Исходный	0,49	3,2

Эксплуатация рельсов приводит к снижению их износостойкости. При этом при пропущенном тоннаже 500 млн. т брутто износостойкость рельсов снижается примерно в три раза, а при 1000 млн. т брутто – примерно в 3,4 раза. Снижение износостойкости сопровождается уменьшением коэффициента трения. Отчетливо видно, что чем больше наработка рельсов, тем меньше изменение коэффициента трения относительно исходного материала.

Изменения коэффициента трения в процессе испытаний стали на износостойкость представлены на рис. 2. Можно выделить две стадии изменения коэффициента трения: начальную (стадия приработки), характеризующуюся изменяющимся коэффициентом трения, и основную с практически неизменным коэффициентом трения. Стадия приработки в стали в исходном состоянии весьма кратковременна и не превышает 100 с (рис. 2, а). Эксплуатация рельсов приводит к существенному увеличению стадии приработки: при наработке рельсов 500 млн. т брутто эта характеристика составляет 800 с (рис. 2, б); при наработке рельсов 1000 млн. т брутто – увеличивается до 1000 с (рис. 2, в).

Эволюция трибологических характеристик стали сопровождается изменением твердости ее поверхностного слоя. Выполненные исследования показали, что твердость поверхностного слоя исходной рельсовой стали составляет примерно 5,7 ГПа, после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто твердость увеличивается до

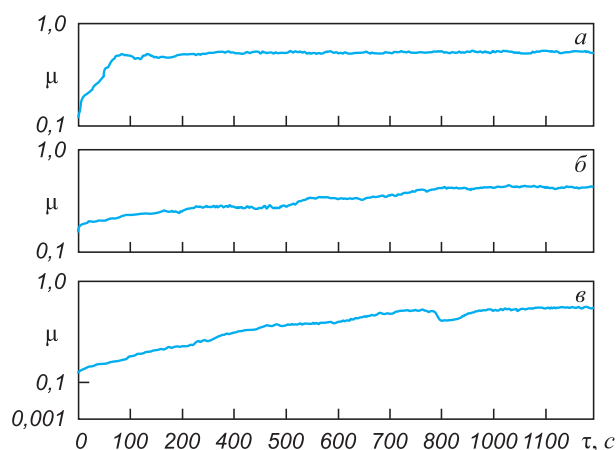


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения от времени испытаний ( $\tau$ ) на износостойкость рельсовой стали:

а – исходная сталь; б и в – сталь после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто

Fig. 2. Dependence of friction coefficient on the test period ( $\tau$ ) of the wear resistance of rail steel:

а – initial steel; б and в – steel after the passed gross tonnage of 500 and 1000 mln. tones

7,0 ГПа; а после 1000 млн. т брутто снижается практически до значения твердости исходной стали – до 5,4 ГПа.

Очевидно, что изменение твердости и трибологических характеристик стали при эксплуатации рельсов обусловлено соответствующим изменением дефектной субструктуры и, возможно, фазового состава поверхностного слоя материала. По месту интенсивной пластической деформации, с поверхности, обнаружены белые участки наклепанного металла толщиной до 30 мкм. По мере удаления от поверхности дисперсность перлита незначительно уменьшается, а доля ферритной составляющей снижается. Величина действительного зерна стали не зависит от расстояния до поверхности катания и оценивается, в соответствии с ГОСТ 5639 – 82, преимущественно номером 9-10.

Выполненные методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии исследования по-

казали, что структура рельсовой стали перед эксплуатацией представлена пластинчатым перлитом, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно свободного феррита. В зернах структурно свободного феррита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций (скалярная плотность дислокаций составляет примерно  $10^{10} \text{ см}^{-2}$ ); в зернах перлита (а именно, в пластинах феррита) – сетчатая дислокационная субструктура (скалярная плотность дислокаций составляет  $4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ).

Эксплуатация стали сопровождается существенным изменением структуры поверхностного слоя. После наработки 500 млн. т брутто наблюдается полное разрушение пластин цементита колоний перлита (рис. 3). В объеме колоний пластинчатого перлита выявляются частицы цементита округлой формы, размеры которых составляют 30 – 50 нм (рис. 3, а) и 10 – 15 нм (рис. 3, б). Можно предположить, что частицы большего размерного класса сформировались в результате разрушения пластин цементита, частицы меньшего размерного класса – в результате распада пересыщенного твердого раствора, сформировавшегося при пластической деформации стали.

Разрушение пластин цементита сопровождается фрагментацией ферритной составляющей перлита (рис. 3, а). Средний размер фрагментов 150 нм. В объеме фрагментов наблюдается дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций достигает  $10^{11} \text{ см}^{-2}$ .

Эксплуатация рельсов сопровождается существенным преобразованием дефектной субструктуры зерен структурно-свободного феррита, в объеме которых выявляется полосовая субструктура (рис. 4), расстояние между полосами составляет 20 – 30 нм. На границах полосовой структуры выявляются частицы карбидной фазы, размеры которых изменяются в пределах 5 – 7 нм (рис. 4, з). Выявленные факты могут указывать на протекание при эксплуатации стали двух конкурирующих процессов, а именно, процесса разрезания частиц це-

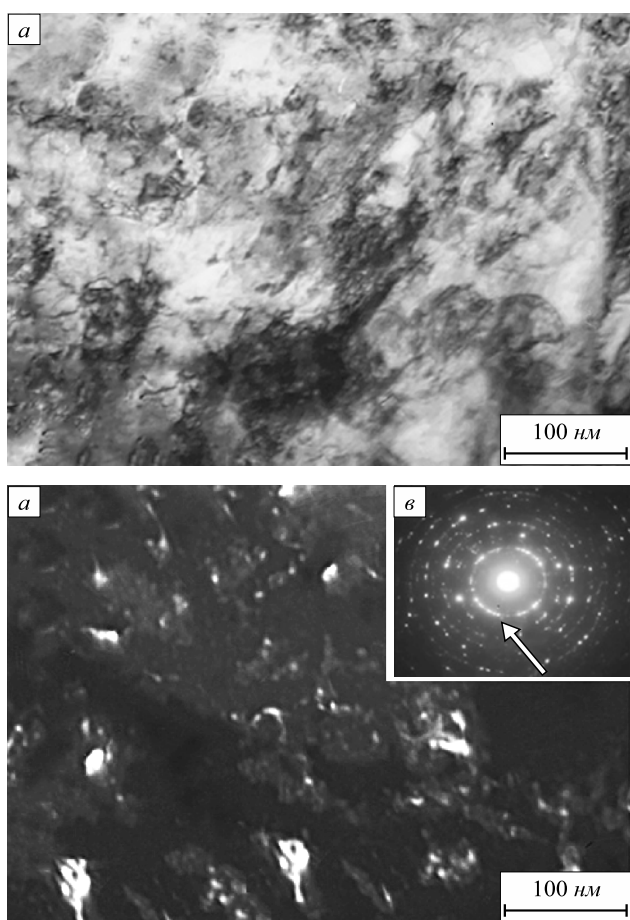


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали, формирующейся после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто:

а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлекс  $[112]\text{Fe}_3\text{C}$ ; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 3. Electron microscope image of the surface layer structure of rail steel, formed after the passed gross tonnage of 500 mln. tones: а – light field; б – dark field, received in the reflex  $[112]\text{Fe}_3\text{C}$ ; в – microelectron-diffraction pattern (the arrow denotes the reflex, in which the dark field is received)

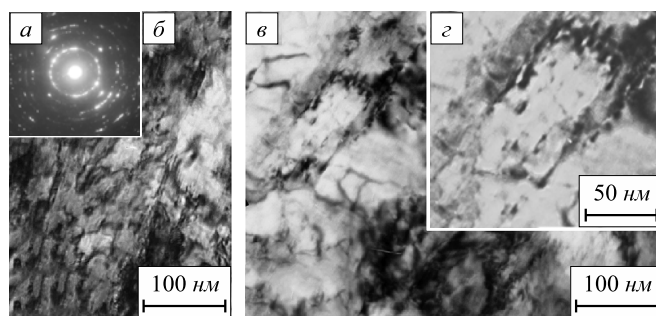


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали, формирующейся после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто:

а – микроэлектроннограмма к поз. б; б – з – светлое поле

Fig. 4. Electron microscope image of the surface layer structure of rail steel, formed after the passed gross tonnage of 500 mln. tones: а – microelectron-diffraction pattern to the position б; б – з – light field



ментита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита.

Таким образом, результаты анализа структуры и фазового состава поверхностного слоя рельсовой стали, формирующейся после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто, свидетельствуют о формировании нанокристаллической многофазной структуры, что, очевидно, и является основной причиной некоторого (примерно в 1,2 раза) повышения твердости стали.

После пропущенного тоннажа 1000 млн. т брутто преобразование структуры поверхностного слоя стали развивается подобно преобразованиям, имеющим место при пропущенном тоннаже 500 млн. т брутто, описанным выше. Однако выявлены и значимые отличия структурно-фазового состояния материала. Во-первых, существенным образом отличается дефектная субструктура зерен феррита. Если при пропущенном тоннаже 500 млн. т брутто в объеме зерен феррита формируется полосовая субструктура (рис. 4), то после пропущенного тоннажа 1000 млн. т брутто в зернах феррита выявляется преимущественно субзеренная структура, что, очевидно, указывает на протекание начальной стадии динамической рекристаллизации материала (рис. 5, б). В объеме субзерен обнаруживаются хаотически расположенные дислокации, скалярная плотность которых не превышает  $10^8 \text{ см}^{-2}$ .

Следующим отличием является формирование в поверхностном слое структуры (рис. 5, а), микроэлектроннограммы которой имеют неординарный вид (рис. 5, в), а именно, содержат отдельно расположенные точечные рефлексы, принадлежащие  $\alpha$ -фазе (твердый раствор на основе ОЦК железа), и большое количество тонких дифракционных колец, принадлежащих, по всей видимости, наноразмерным частицам карбидных и оксикарбидных фаз. Можно предположить, что разрушение колоний пластинчатого перлита и динамическая рекристаллизация зерен феррита могут способствовать снижению твердости поверхностного слоя стали вплоть до значения твердости исходного состояния.

**Выводы.** Выявлен факт изменения износостойкости поверхности катания рельсов после эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто). Показано, что после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто в поверхностном слое рельсовой стали формируется высокодефектная нанокристаллическая многофазная структура, способствующая повышению (примерно в 1,2 раза) твердости стали. Увеличение наработки рельсов до 1000 млн. т брутто приводит к разрушению зерен перлита и протеканию начальной стадии динамической рекристаллизации

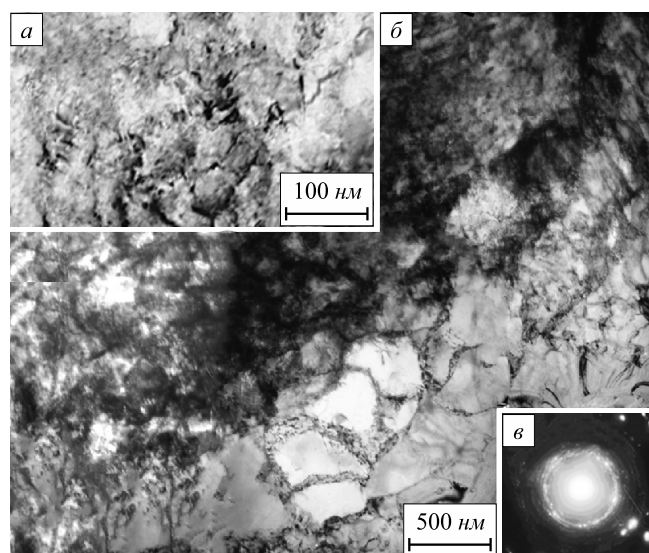


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали, формирующейся после пропущенного тоннажа 1000 млн. т брутто:

а, б – светлое поле; в – микроэлектроннограмма к поз. а

Fig. 5. Electron microscope image of the surface layer structure of rail steel, formed after the passed gross tonnage of 1000 mln. tones: а, б – light field; в – microelectron-diffraction pattern to the position а

стали, которые могут являться причинами разупрочнения поверхностного слоя рельсов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. Microstructure of hardened rails. – Cambridge: CISP, 2015. – 193 p.
- Ворожищев В.И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности. – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2008. – 351 с.
- Шур Е.А. Повреждение рельсов. – М.: Интекст, 2012. – 192 с.
- Sheinman E. Wear of Rails // J. of Friction and wear. 2012. Vol. 33. No. 4. P. 308 – 314.
- Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels // Steel Tech. 2008. Vol. 3. No. 1. P. 19 – 23.
- Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.-J. Shear-induced  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation in nanoscale Fe–C composite // Acta Mater. 2006. Vol. 54. P. 1659 – 1669.
- Ning Jiang-Li, Courtois-Manara E., Kurmanaeva I., Ganeev A.V., Valiev R.Z., Kübel 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. Eng. A. 2013. Vol. 581. P. 8 – 15.
- Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlite steel due to plastic deformation // Mater. Sci. Eng. A. 2003. Vol. 345. P. 81 – 89.
- 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. Vol. 59. P. 3965–3977.
- Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires // Scripta Mater. 2001. Vol. 45. P. 1469 – 1472.
- Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 242 с.
- Громов В.Е., Петрунин В.А. Локализация пластической деформации в условиях электростимулированного волочения // Physica Status Solidi (a). 1993. Vol. 139. P. 77 – 84.

13. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov 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. Vol. 45. No. 3. P. 254–257.
14. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaeva K.V., Semina O.A. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation // *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2016. Vol. 10. No. 1. P. 76–82.
15. Peregudov O.A., Gromov V. E., Ivanov Yu. F., Morozov K.V., Alsaeva K.V., Semina O.A. Structure-phase states evolution in

- rails during a long operation // *AIP Conference Proceedings*. 2015. Vol. 1683. P. 020179.
16. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. *Electron Microscopy of Thin Crystals*. – Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977. – 574 p.
17. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металлловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

Поступила 13 января 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 8, pp. 576–580.

## RAIL STEEL OPERATION: DEGRADATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF SURFACE LAYER

**Yu. F. Ivanov<sup>1,2</sup>, K.V. Morozov<sup>3</sup>, O.A. Peregudov<sup>3</sup>, V.E. Gromov<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

<sup>2</sup>National Research Tomsk Polytechnical University, Tomsk, Russia

<sup>3</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

**Abstract.** Using the methods of optical, scanning and transmission electron diffraction microscopy as well as microhardness and tribology parameters measurement the authors have established the changes regularities of structure-phase states, defect substructure of rails surface after the long term operation (passed tonnage of gross weight of 500 and 1000 mln. tons). It has been shown that the wear rate increases in 3 and 3.4 times after passed tonnage of gross weight of 500 and 1000 mln. tons, accordingly, and the friction coefficient decreases in 1.4 and 1.1 times. The cementite plates are destroyed absolutely and cementite particles of around form with the sizes of 10–50 nm are formed after passed tonnage of 500 mln. tons. The appearance of dynamical recrystallization initial stages is marked after the passed tonnage of 1000 mln. tons. The possible mechanisms of established regularities have been discussed in the work. It has been noted that two competitive processes can take place during rails long term operation: 1. process of cutting of cementite particles followed by their carrying out into the volume of ferrite grains or plates (in the structure of pearlite); 2. process of cutting, the subsequent dissolution of cementite particles, transition of carbon atoms to dislocations (into Cottrell atmospheres), transition of carbon atoms by dislocations into volume of ferrite grains or plates followed by repeat formation of nanosize cementite particles.

**Keywords:** rails, operation, structure, defect substructure, phase composition, surface layer.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-8-576-580

### REFERENCES

1. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. *Microstructure of hardened rails*. Cambridge: CISP, 2015, 193 p.
2. Vorozhishchev V.I. *Sostav i tekhnologiya proizvodstva rel'sov povyshennoi rabotosposobnosti* [Composition and production technology of rails of increased efficiency]. Novokuznetsk: Novokuznetskii poligraficheskii kombinat, 2008, 351 p. (In Russ.).
3. Shur E.A. *Povrezhdenie rel'sov* [Rails damages]. Moscow: Intekst, 2012, 192 p. (In Russ.).
4. Sheinman E. Wear of Rails. *J. of Friction and wear*. 2012, vol. 33, no. 4, pp. 308–314.
5. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels. *Steel Tech*. 2008, vol. 3, no. 1, pp. 19–23.
6. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.-J. Shear-induced  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation in nanoscale Fe–C composite. *Acta Mater*. 2006, vol. 54, pp. 1659–1669.
7. Ning Jiang-Li, Courtois-Manara E., Kurmanaeva I., Ganeev A.V.,

- Valiev R.Z., Kübel 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. Eng. A*. 2013, vol. 581, pp. 8–15.
8. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlite steel due to plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A*. 2003, vol. 345, pp. 81–89.
9. 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, vol. 59, pp. 3965–3977.
10. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Mater*. 2001, vol. 45, pp. 1469–1472.
11. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Great plastic deformations and metal fracture]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 242 p. (In Russ.).
12. Gromov V.E., Petrunin V.A. Localisation of plastic deformation in the conditions of electrostimulated drawing. *Physica Status Solidi (a)*. 1993, vol. 139, pp. 77–84. (In Russ.).
13. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov 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, vol. 45, no. 3, pp. 254–257.
14. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaeva K.V., Semina O.A. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation. *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2016, vol. 10, no. 1, pp. 76–82.
15. Peregudov O.A., Gromov V. E., Ivanov Yu. F., Morozov K.V., Alsaeva K.V., Semina O.A. Structure-phase states evolution in rails during a long operation. *AIP Conference Proceedings*. 2015, vol. 1683, pp. 020179.
16. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. *Electron Microscopy of Thin Crystals*. Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977, 574 p.
17. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in physical metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).

**Aknowlegements.** The work was supported by the grant of the Russian Scientific Fund no. 15-12-00010.

### **Information about the authors:**

**Yu.F. Ivanov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Leading Researcher (yuf55@mail.ru)

**K.V. Morozov**, Engineer of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (morozov\_kv75@mail.ru)

**O.A. Peregudov**, Engineer of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsui.ru)

**V.E. Gromov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsui.ru)

Received January 13, 2016