

УДК 669.539.382:669.17

**ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ АТОМОВ УГЛЕРОДА В ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСАХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ****Громов В.Е.<sup>1</sup>**, *д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой**естественнонаучных дисциплин им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)***Юрьев А.А.<sup>1</sup>**, *инженер-исследователь УНИ (ant-yurev@yandex.ru)***Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>**, *д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник (yuf55@mail.ru)***Гришунин В.А.<sup>1</sup>**, *к.т.н., доцент кафедры транспорта и логистики***Коновалов С.В.<sup>4</sup>**, *д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологий**металлов и авиационного материаловедения (ksv@ssau.ru)*<sup>1</sup> **Сибирский государственный индустриальный университет**  
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)<sup>2</sup> **Институт сильноточной электроники СО РАН**  
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)<sup>3</sup> **Национальный исследовательский Томский государственный университет**  
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)<sup>4</sup> **Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева**  
(443086, Россия, Самара, Московское шоссе, 34)

**Аннотация.** Методами просвечивающей электронной микроскопии на различном расстоянии от поверхности катания по центральной оси проведены исследования изменения структуры, фазового состава и дефектной субструктуры головки дифференцированно закаленных рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто. Подтверждено, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается протеканием одновременно двух процессов преобразования структуры и фазового состава колоний пластинчатого перлита: перерезания пластин цементита и растворения пластин цементита. Первый процесс осуществляется по механизму перерезания карбидных частиц и растаскивания их осколков, сопровождается лишь изменением их линейных размеров и морфологии. Второй процесс разрушения пластин цементита колоний перлита осуществляется путем ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации, вследствие чего возможно фазовое преобразование металла рельсов. Это происходит из-за заметной релаксации средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в кристаллической решетке цементита (0,4 эВ). Рассмотрены стадии преобразования пластин цементита: окутывание пластин скользящими дислокациями с последующим разбиением их на слаботориентированные фрагменты; проникновение скользящих дислокаций из решетки феррита в решетку цементита; растворение цементита с образованием наноразмерных частиц. Отмечено наличие наноразмерных частиц цементита в ферритной матрице благодаря их выносу туда в процессе дислокационного скольжения. С использованием выражений современного физического материаловедения и данных рентгеноструктурного анализа проведена оценка содержания атомов углерода на структурных элементах рельсовой стали. Показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенным перераспределением атомов углерода в поверхностном слое. В исходном состоянии основное количество атомов углерода сосредоточено в частицах цементита, а после длительной эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен), а в поверхностном слое стали атомы углерода обнаружены и в кристаллической решетке на основе  $\alpha$ -железа.

**Ключевые слова:** атомы углерода, перераспределение, дифференцированно закаленные рельсы, разрушение цементита.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-6-454-459

Увеличение интенсивности железнодорожного движения и грузонапряженности вызывает необходимость дальнейшего повышения эксплуатационной стойкости рельсов. Проблема формирования и эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Учитывая, что кинетика процессов формирования структурно-фазовых состояний связана с основами теории прочности и пластичности, исключительно важной представляется информация о параметрах тонкой структуры рельсов в разных сечениях. Изучение поведения рельсов при

длительной эксплуатации и анализ причин их изъятия из эксплуатации вызывает в последнее время большой интерес [1 – 5]. Увеличение объема информации в этой области связано как со стремлением к более глубокому пониманию фундаментальных проблем физического материаловедения, так и с практической значимостью, диктуемой непрерывным возрастанием требований к надежности рельсов в современных условиях больших нагрузок на ось и высоких скоростей движения. Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы

(рекристаллизационные, релаксационные, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.), приводящие к эволюции структурно-фазовых состояний, которая сопровождается изменением (ухудшением) механических свойств. При длительной эксплуатации на поверхности отмечается аномально высокая микротвердость, наблюдается явление деформационно-индуцированного распада цементита, стабильного в обычных условиях [6 – 10].

В процессе пластической деформации разрушение пластин цементита колоний перлита протекает преимущественно по двум механизмам: путем разрезания скользящими дислокациями и в результате ухода атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации [11, 12]. Модель распада цементита может быть представлена следующим образом. Пластическая деформация перлитной стали вызывает образование ячеистой субструктуры с границами ячеек, расположенными у межфазной границы цементит–феррит. При наличии термодинамического стимула (энергия связи атомов углерода с дислокациями выше, чем с атомами железа в цементите) атомы углерода, подвижность которых инициируется пластической деформацией, переносятся из поверхностных слоев цементита к дислокациям, локализованным на границе раздела фаз. Разрушение пластин цементита по рассмотренным в работах [11, 12] механизмам приводит к перераспределению атомов углерода. Не только концентрация, но и расположение атомов углерода в структуре углеродсодержащих сталей оказывает влияние на их свойства [13 – 16].

Целью настоящей работы является анализ перераспределения атомов углерода в рельсах после длительной эксплуатации, основанный на данных электронно-микроскопических исследований структуры в процессе эволюции структурно-фазовых состояний.

Материалом исследования являлись образцы дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ производства АО «ЕВРАЗ-ЗСМК» в исходном состоянии и после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто в процессе полигонных испытаний на Экспериментальном кольце АО «Всероссийский научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта».

Концентрацию атомов углерода в кристаллической решетке  $\alpha$ -железа определяли методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD-6000, Shimadzu).

Исследование дефектной субструктуры, морфологии фаз и состояния карбидной фазы рельсов осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии [17 – 21].

Процесс разрушения пластин цементита, отмечаемый в работах [11, 12], проходит по механизму перерезания карбидных частиц и растаскивания их осколков, сопровождается лишь изменением линейных размеров и морфологии (рис. 1).

Изменение элементного состава цементита в процессе дробления минимально. При протекании второго процесса (механизм растворения «на месте») наблюдается совершенно иная картина. На начальной стадии преобразования цементитные пластины перлитной колонии опутываются скользящими дислокациями, что сопровождается разбиванием пластин цементита на отдельные слабо разориентированные фрагменты. Далее с увеличением степени пластической деформации материала вследствие вытягивания атомов углерода из кристаллической решетки цементита может происходить изменение структуры карбида. Этот процесс возможен вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в кристаллической решетке цементита (0,4 эВ) [22, 23].

Характерное изображение формирующейся в результате реализации этого механизма преобразования

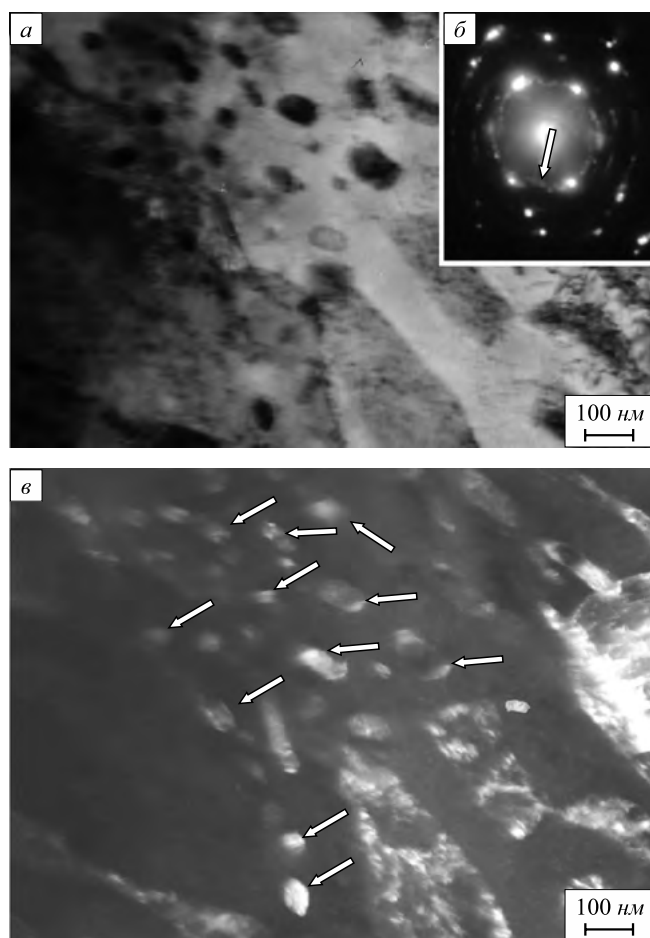


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности катания: *a* – светлое поле; *б* – микроэлектронграмма; *в* – темное поле, полученное в рефлексе  $[012]Fe_3C$  (на поз. *б* стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле; на поз. *в* – частицы цементита)

Fig. 1. Electron microscopic image of the rolling surface structure: *a* – bright field; *b* – microelectronogram; *c* – dark field obtained in reflex  $[012]Fe_3C$  (reflex in which the dark field is obtained is indicated by the arrow, and the particles of cementite are at position *c*)

структуры пластинчатого перлита рельсовой стали после длительной эксплуатации на железной дороге приведено на рис. 2, а, б.

На рис. 2, б показано электронно-микроскопическое изображение начальной стадии преобразования пластин цементита перлитной колонии, заключающейся в опутывании пластины скользящими дислокациями с последующим разбиванием пластин цементита на отдельные слабо разориентированные фрагменты.

Вторая стадия преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующаяся по механизму растворения на месте, заключается в вытягивании атомов углерода из кристаллической решетки цементита и сопровождается изменением дефектной субструктуры карбида, что обусловлено проникновением скользящих дислокаций из кристаллической решетки феррита в кристаллическую решетку цементита (рис. 2, б). Следовательно, на этой стадии растворения пластин цементита особую роль играют межфазные границы  $\alpha$ -фаза–цементит. Когерентная или полукогерентная граница [24] облегчает проникновение дислокаций из  $\alpha$ -фазы в цементит и обратно и тем самым способствует разрушению и растворению карбида. Некогерентная большеугловая межфазная граница стабилизирует структуру карбида и оставляет возможность лишь диффузионному массопереносу. Именно поэтому пластины цементита в перлитной колонии разрушаются, а сферические частицы цементита на границах зерен и субзерен сохраняются.

На следующем этапе растворения цементита весь объем материала, занимаемый ранее цементитной пластиной, заполняется наноразмерными частицами. Характерное изображение формирующейся при этом структуры приведено на рис. 2, в. Кроме этого, наноразмерные частицы карбидной фазы наблюдаются и в ферритной матрице, заполняющей межпластинчатое пространство перлитных колоний. Такие частицы могут быть вынесены туда в процессе дислокационного скольжения, либо, что менее вероятно, образоваться в процессе деформационного распада твердого раствора углерода в кристаллической решетке железа.

Углерод, как известно, в структуре стали может находиться в твердом растворе на основе  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа (на позиции элементов внедрения), на дислокациях (в виде атмосфер Коттрелла и Максвелла), на межфазных (карбид–матрица) и внутрифазных (границы зерен, пакетов и кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита) границах, в частицах карбидной фазы [25 – 27]. Количество углерода в твердых растворах на основе  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа обычно оценивается по относительному изменению параметра кристаллической решетки этих фаз [28, 29]. Оценку количества углерода в карбидных частицах проводят исходя из химического состава карбида, типа кристаллической решетки и объемной доли частиц карбидной фазы в стали. Для цементита (в предположении стехиоме-

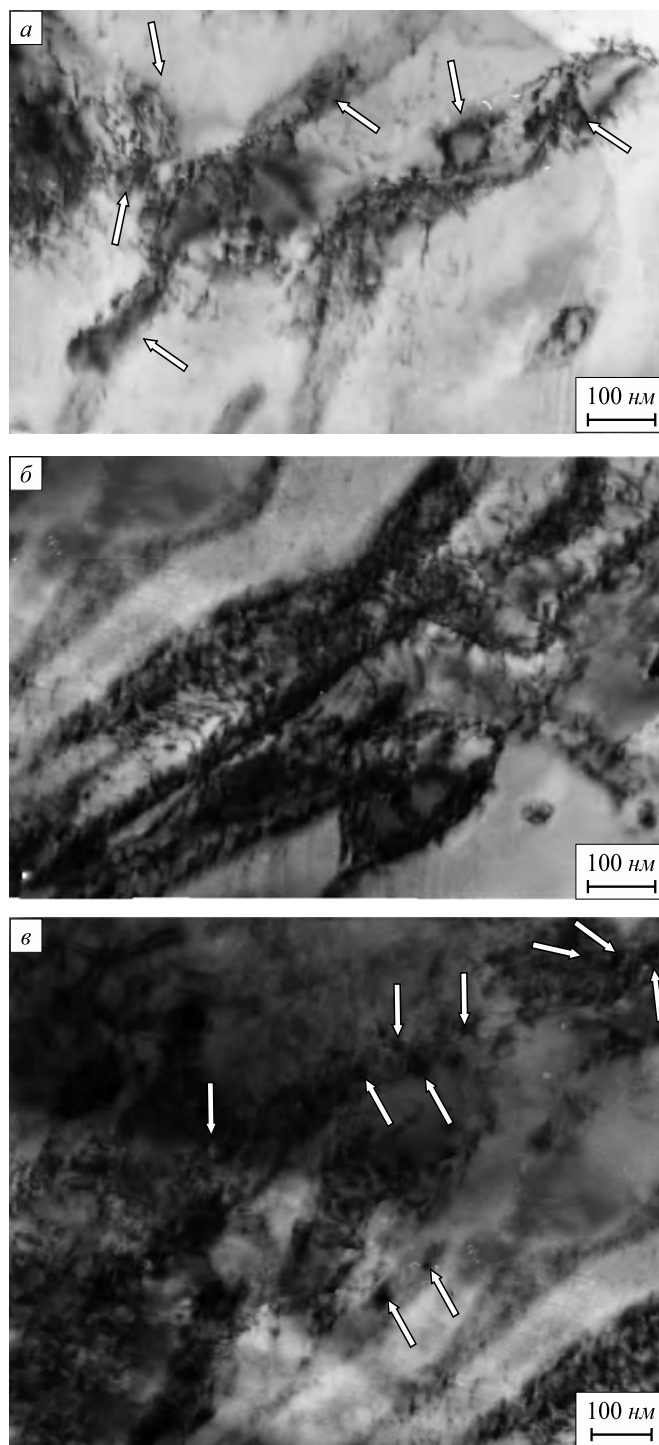


Рис. 2. ПЭМ изображение структуры перлитной колонии, формирующейся при растворения пластин цементита по механизму на месте:

а, б и в – первая, вторая и третья стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии (стрелками на поз. а указаны фрагменты в пластинах цементита, на поз. в – наноразмерные частицы карбидной фазы, формирующиеся в структуре пластин цементита)

Fig. 2. TEM image of pearlite colony structure, formed after dissolving of cementite plates by mechanism in place:

а, б and в – the first, second and third stages of transformation process of cementite pearlitic plates (arrows at position а indicate fragments in cementite plates, at position в are nanoscale particles of carbide phase formed in cementite plates structure)

## К методу анализа распределения углерода в стали

Table 1. To the method of analysis of carbon distribution in steel

Места расположения углерода	Оценочные выражения	Литературный источник
Твердый раствор на основе $\alpha$ -железа	$\Delta C_{\alpha} = \Delta V_{\alpha} \frac{a_{\alpha} - a_{\alpha}^0}{39 \pm 4} 10^3$	[27, 28]
Частицы карбидных фаз	$\Delta C(\text{Fe}_3\text{C}) = 0,07 \cdot \Delta V_i$	[22, 30]
Элементы дефектной структуры	$\Delta C_{\text{д}} = C_0 - \Delta C_{\alpha} - \Delta C(\text{Fe}_3\text{C})$	[22, 30]

П р и м е ч а н и е.  $\Delta V_{\alpha}$ ,  $\Delta V_i$  – объемная доля  $\alpha$ -железа и карбидных фаз;  $a_{\alpha} = 0,28782$  нм – текущий параметр решетки  $\alpha$ -фазы;  $a_{\alpha}^0 = 0,28668$  нм;  $C_0$  – среднее содержание углерода в стали.

трического состава) подобный расчет осуществлен в работе [30]. Оценка количества углерода, расположенного на дефектах (дислокациях и границах раздела), является наиболее сложным моментом и с большим трудом поддается прямому экспериментальному определению. Весьма часто из этой ситуации выходят, используя косвенные методы (например, методы внутреннего трения и микрорентгеноспектрального анализа), а также проводят теоретические оценки. Представленные ПЭМ изображения (рис. 1, 2) процессов разрушения структуры пластинчатого перлита и количественные результаты изменения структуры и фазового состава дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации [31] свидетельствуют о перераспределении атомов углерода.

Оценку относительного содержания атомов углерода на структурных элементах стали осуществляли по выражениям, обобщенным в табл. 1. Результаты выполненных оценок представлены в табл. 2.

Проведенные оценки показали, что эксплуатация рельсовой стали сопровождается существенным перераспределением атомов углерода в поверхностном слое изделия. Если в исходном состоянии основное количество атомов углерода было сосредоточено в частицах цементита, то после эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен), а в поверхностном слое стали атомы углерода обнаружены и в кристаллической решетке на основе  $\alpha$ -железа.

**Выводы.** Методами рентгеноструктурного анализа и ПЭМ проведены исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры на различном расстоянии от поверхности катания вдоль центральной оси дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации. Это позволило проследить за перераспределением атомов углерода в структуре рельсов. Установлено, что эксплуатация рельсов сопровождается интенсивным разрушением частиц цементита в поверхностном слое стали; атомы углерода, покинув

## Распределение углерода в структуре рельсовой стали после наработки тоннажа 691,8 млн. т брутто

Table 2. Distribution of carbon in structure of rail steel after 691.8 million tons of gross tonnage operation

Структурные элементы	Концентрация углерода, % (по массе) на расстоянии от поверхности, мм		
	0	2	10
Частицы цементита	0,3300	0,71	0,75
Кристаллическая решетка $\alpha$ -железа	0,0284	0	0
Дефекты кристаллической структуры	0,3816	0,03	0

шие кристаллическую решетку частиц цементита, располагаются на дефектах кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен). В слое, расположенном на глубине 2 мм и более, основным местом расположения атомов углерода являются частицы цементита.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 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. No. 6. P. 1659 – 1669.
- Ivanisenko Yu., Wunderlich R.K., Valiev R.Z., Fecht H.-J. Annealing behavior of nanostructured carbon steel produced by severe plastic deformation // Scripta Materialia. 2003. Vol. 49. No. 10. P. 947 – 952.
- Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Fecht H.-J. Stress- and Strain Induced Phase Transformations in Pearlitic Steels // Materials Science Forum. 2007. Vol. 539-543. P. 4681 – 4686.
- Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion // Acta Mater. 2003. Vol. 51. No. 18. P. 5555 – 5570.
- MacLaren I., Ivanisenko Yu., Fecht H.-J., Sauvage X., Valiev R.Z. Early stages of nanostructuring of a pearlitic steel by high pressure torsion deformation. – In book: Ultrafine Grained Materials IV. Ed. By Zhu E.T. – The Minerals, Metals & Materials Society, 2006. P. 1 – 6.

6. Шур Е.А. Повреждение рельсов. – М.: Интекст, 2012. – 192 с.
7. Повышение эффективности работы верхнего строения пути в современных условиях эксплуатации. Сб. научных трудов / Под ред. Л.Г. Крысанова. – М.: Интекст, 2000. – 142 с.
8. Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов. Сб. Научных трудов / Е.А. Шур и др. – Екатеринбург: ГНЦ РФ ОАО УИМ, 2006. – 235 с.
9. Peregudov O.A., Gromov V.E., Ivanov Y.F., Morozov K.V., Konovalov S.V. Structural and phase states in high-quality rail // *Steel in translation*. 2016. Vol. 46. No. 4. P. 260–263.
10. Peregudov O.A., Morozov K.V., Gromov V.E. etc. Formation of internal stress fields in rails during long-term operation // *Russian metallurgy*. 2016. Vol. 2016. No. 4. P. 371 – 374.
11. Gromov V.E., Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov 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. Vol. 10. No. 5. P. 1101 – 1105.
12. Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Gromov V.E. Degradation of rail-steel structure and properties of the surface layer // *Steel in translation*. 2016. Vol. 46. No. 8. P. 567 – 570.
13. Гаврилюк В.Г., Герцрикен Д.С., Полушкин Ю.А., Фальченко В.М. Механизм распада цементита при пластической деформации стали // *ФММ*. 1981. Т. 51. № 1. С. 147 – 152.
14. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г. Распад цементита при пластической деформации стали // *Металлофизика*. 1982. Т. 4. № 3. С. 74 – 87.
15. Гуляев А.П. *Металловедение*. – М.: Металлургия, 1978. – 647 с.
16. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
17. Перлит в углеродистых сталях / В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева, К.Ю. Окшнев, Т.И. Табатчикова, Ю.В. Хлебникова. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 312 с.
18. Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in Steels*. 2nd ed. – London: The Institute of Materials, 2001. – 460 p.
19. Jian Min Zuo, John C.H. Spence, *Advanced Transmission Electron Microscopy*. – New York: Springer, 2017. – 729 p.
20. Fultz B., Howe J. *Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials*, fourth edition. – Berlin: Springer, 2013. – 764 p.
21. Thomas J., Gemming T. *Analytical Transmission Electron Microscopy*. – Dordrecht: Springer Netherlands, 2014. – 348 p.
22. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. – Basel: Springer International Publishing, 2016. – 196 p.
23. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
24. Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформируемой стали / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Н.А. Попова, С.В. Коновалов, Н.А. Конева. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 510 с.
25. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин, В.Я. Целлермаер, Ю.Ф. Иванов и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
26. Мейл Р.Ф., Хагель У.К. Аустенитно-перлитное превращение. – В кн.: *Успехи физики металлов / Пер. с англ.* – М.: Металлургияиздат, 1960. С. 86 – 156.
27. Speich G., Swann P.R. Yield strength and transformation substructure of quenched iron-nickel alloys // *J. Iron and Steel Inst*. 1965. Vol. 203. No. 4. P. 480 – 485.
28. Speich G.R. Tempering of low-carbon martensite // *Trans. Met. Soc. AIME*. 1969. Vol. 245. No. 10. P. 2553 – 2564.
29. Kalich D., Roberts E.M. On the distribution of carbon in martensite // *Met. Trans*. 1971. Vol. 2. No. 10. P. 2783 – 2790.
30. Fasiska E.J., Wagenblat H. Dilatation of alpha-iron by carbon // *Trans. Met. Soc. AIME*. 1967. Vol. 239. No. 11. P. 1818 – 1820.
31. Ridley N., Stuart H., Zwell L. Lattice parameters of Fe-C austenite of room temperature // *Trans. Met. Soc. AIME*. 1969. Vol. 246. No. 8. P. 1834 – 1836.
32. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. – М.: Металлургия, 1977. – 407 с.

Поступила 28 августа 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 6, pp. 454–459.

## REDISTRIBUTION OF CARBON ATOMS IN DIFFERENTIALLY CHARGED RAILS FOR LONG-TERM OPERATION

*V.E. Gromov<sup>1</sup>, A.A. Yur'ev<sup>1</sup>, Yu.F. Ivanov<sup>2,3</sup>, V.A. Grishunin<sup>1</sup>, S.V. Konovalov<sup>4</sup>*

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

<sup>2</sup>Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

<sup>3</sup>National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

<sup>4</sup>Samara University, Samara, Russia

**Abstract.** Using transmission electron microscopy methods at various distances from the rolling surface along the central axis, changes in structure, phase composition, and defective substructure of the head of differentially hardened rails were studied after passed tonnage of 691.8 million tons of gross weight. It is confirmed that prolonged operation of rails is accompanied by two simultaneous processes of transformation of structure and phase composition of plate-pearlite colonies: cutting of cementite plates and dissolution of cementite plates. The first process is carried out by mechanism of cutting carbide particles and removing their fragments, accompanied only by change in their linear dimensions and morphology. The second process of destruction of the cementite plates of pearlite colonies is carried out by leaving carbon atoms from crystalline lattice of cementite on dislocation, as a result of which phase transformation of rails metal is possible. This is due to a noticeable relaxation of mean energy of carbon atoms binding to dislocations (0.6 eV) and to iron atoms in cementite lattice (0.4 eV). The stages of transformation of cementite plates are

considered: enveloping the plates with sliding dislocations and then splitting them into weakly oriented fragments; penetration of sliding dislocations from ferrite lattice into lattice of cementite; dissolution of cementite and formation of nanoscale particles. The presence of nanosized cementite particles in ferrite matrix is noted due to their removal during dislocation slide. Using expressions of modern physical materials science and X-ray diffraction analysis, influence of content of carbon atoms on structural elements of rail steel was estimated. It is shown that prolonged operation of rails is accompanied by a significant redistribution of carbon atoms in surface layer. In the initial state, the main quantity of carbon atoms is concentrated in cementite particles, and after a long operation of rails, along with cementite particles, carbon is located in defects of crystal structure of steel (dislocation, grain boundaries and subgrains), and in the surface layer of steel atoms carbon is also found in crystal lattice based on  $\alpha$ -iron.

**Keywords:** carbon atoms, redistribution, differentially hardened rails, cementite resolution.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2018-6-454-459

### REFERENCES

1. 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, no. 6, pp. 1659–1669.

2. Ivanisenko Yu., Wunderlich R.K., Valiev R.Z., Fecht H.-J. Annealing behavior of nanostructured carbon steel produced by severe plastic deformation. *Scripta Materialia*. 2003, vol. 49, no. 10, pp. 947–952.
3. Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Fecht H.-J. Stress- and strain induced phase transformations in pearlitic steels. *Materials Science Forum*. 2007, vol. 539–543, pp. 4681–4686.
4. Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion. *Acta Mater.* 2003, vol. 51, no. 18, pp. 5555–5570.
5. MacLaren I., Ivanisenko Yu., Fecht H.-J., Sauvage X., Valiev R.Z. Early stages of nanostructuring of a pearlitic steel by high pressure torsion deformation. In: *Ultrafine Grained Materials IV*. Zhu E.T. etc. eds. The Minerals, Metals & Materials Society, 2006, pp. 1–6.
6. Shur E.A. *Povrezhdenie rel'sov* [Damage to rails]. Moscow: Intekst, 2012, 192 p. (In Russ.).
7. *Povyshenie effektivnosti raboty verkhnego stroeniya puti v sovremennykh usloviyakh ekspluatatsii: Sb. nauchnykh trudov* [Improving the efficiency of path upper structure in modern operating conditions. Coll. of sci. papers]. Krysanov L.G. ed. Moscow: Intekst, 2000, 142 p. (In Russ.).
8. Shur E.A. etc. *Vliyaniye svoystv metallicheskoj matritsy na ekspluatatsionnyuyu stoikost' rel'sov: Sb. nauchnykh trudov* [Influence of the properties of metal matrix on the rails operational stability. Coll. of sci. papers]. Ekaterinburg: GNTs RF OAO UIM, 2006, 235 p. (In Russ.).
9. Peregudov O.A., Gromov V.E., Ivanov Y.F., Morozov K.V., Kononov S.V. Structural and phase states in high-quality rail. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 4, pp. 260–263.
10. Peregudov O.A., Morozov K.V., Gromov V.E. et. al. Formation of internal stress fields in rails during long-term operation. *Russian metallurgy*. 2016, vol. 2016, no. 4, pp. 371–374.
11. Gromov V.E., Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov 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, vol. 10, no. 5, pp. 1101–1105.
12. Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Gromov V.E. Degradation of rail-steel structure and properties of the surface layer. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 8, pp. 567–570.
13. Gavriluyuk V.G., Gertsriken D.S., Polushkin Yu.A., Fal'chenko V.M. Mechanism of cementite decomposition during plastic deformation of steel. *FMM*. 1981, vol. 51, no. 1, pp. 147–152. (In Russ.).
14. Gridnev V.N., Gavriluyuk V.G. Decomposition of cementite during plastic deformation of steel. *Metallofizika*. 1982, vol. 4, no. 3, pp. 74–87. (In Russ.).
15. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 647 p. (In Russ.).
16. Kurdyumov V.G., Utevsii L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977, 236 p. (In Russ.).
17. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Yu.V. *Perlit v uglerodistykh stal'yakh* [Perlite in carbon steels]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2006, 312 p. (In Russ.).
18. Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in Steels*. 2nd ed. London: The Institute of Materials, 2001, 460 p.
19. Jian Min Zuo, John C.H. Spence. *Advanced Transmission Electron Microscopy*. New York: Springer, 2017, 729 p.
20. Fultz B., Howe J. *Transmission Electron Microscopy and Diffraction of Materials*. Fourth edition. Berlin: Springer, 2013, 764 p.
21. Thomas J., Gemming T. *Analytical Transmission Electron Microscopy*. Dordrecht: Springer Netherlands, 2014, 348 p.
22. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016, 196 p.
23. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014, 717 p.
24. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Popova N.A., Kononov S.V., Koneva N.A. *Strukturno-fazovyye sostoyaniya i mekhanizmy uprochneniya deformirovannoi stali* [Structural-phase states and mechanisms of hardening of deformed steel]. Novokuznetsk: Poligrafist, 2016, 510 p. (In Russ.).
25. Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazaikin V.I., Tsellermaer V.Ya., Ivanov Yu.F. etc. *Fizika i mekhanika volocheniya i ob'emnoi shtampovki* [Physics and mechanics of drawing and forging]. Moscow: Nedra, 1997, 293 p. (In Russ.).
26. Meil R.F., Khagel' U.K. *Austenitno-perlitnoe prevrashchenie* [Austenite-perlitic transformation]. In: *Uspekhi fiziki metallov* [Progress in Metal Physics]. Trans. from English Moscow: Metallurgizdat, 1960, pp. 86–156. (In Russ.).
27. Speich G., Swann P.R. Yield strength and transformation substructure of quenched iron-nickel alloys. *J. Iron and Steel Inst.* 1965, vol. 203, no. 4, pp. 480–485.
28. Speich G.R. Tempering of low-carbon martensite. *Trans. Met. Soc. AIME*. 1969, vol. 245, no. 10, pp. 2553–2564.
29. Kalich D., Roberts E.M. On the distribution of carbon in martensite. *Met. Trans.* 1971, vol. 2, no. 10, pp. 2783–2790.
30. Fasiska E.J., Wagenblat H. Dilatation of alpha-iron by carbon. *Trans. Met. Soc. AIME*. 1967, vol. 239, no. 11, pp. 1818–1820.
31. Ridley N., Stuart H., Zwell L. Lattice parameters of Fe-C austenite of room temperature. *Trans. Met. Soc. AIME*. 1969, vol. 246, no. 8, pp. 1834–1836.
32. Lakhtin Yu.M. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 407 p. (In Russ.).

#### Information about the authors:

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

**A.A. Yur'ev**, Research Engineer of Department of Scientific Research (ant-yurev@yandex.ru)

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

**V.A. Grishunin**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Transport and Logistics

**S.V. Kononov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials (ksv@ssau.ru)

Received August 28, 2017