

А.А. Юрьев¹, Ю.Ф. Иванов^{2,3}, В.Е. Громов¹, Е.В. Мусорина¹, Ю.А. Рубанникова¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет

²Институт сильноточной электроники СО РАН

³Томский политехнический университет

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В СТРУКТУРЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ*

Углерод в структуре стали может находиться в твердом растворе на основе α - и γ -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 [1 – 12]. Количество углерода в твердых растворах на основе α - и γ -железа обычно оценивается по относительно изменению параметра кристаллической решетки этих фаз [13 – 15]. 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 стехиометрического состава) подобный расчет осуществлен в работе [16]. Оценка количества углерода, расположенного на дефектах (дислокациях и границах раздела), является наиболее сложным моментом и практически не поддается прямому экспериментальному определению. Из ситуации выходят, используя косвенные методы, например, методы внутреннего трения и микрорентгеноспектрального анализа [3, 4 – 8, 12], а также проводят теоретические оценки. Наиболее полный анализ перераспределения углерода в нелегированных сталях в зависимости от температуры отпуска осуществлен в работе [5], в случае легированных сталей (состояние закалки и низкотемпературного отпуска) – в работах [17, 18]. В работе [19] представлены результаты количественных исследований структурно-фазового состояния закаленной стали марки 38ХНЗМФА, выявлены места распо-

ложения углерода и выполнен анализ его перераспределения в зависимости от температуры аустенитизации. В работе [2] подобные оценки были выполнены для закаленной стали; в работе [20] – для сталей с бейнитной структурой, подвергнутых пластической деформации одноосным сжатием с различной степенью деформации; в работе [21] – для углеродистых сталей, подвергнутых различным видам нагружения. Рельсовая сталь марки Э76ХФ относится к высокоуглеродистым сталям перлитного класса. В современных условиях больших нагрузок на ось и высоких скоростей движения поверхностные слои рельсов испытывают при длительной эксплуатации интенсивные пластические деформации, что приводит к эволюции структурно-фазовых состояний. Так, пластины цементита либо изогнуты, либо разрушены, на межфазных границах отмечается крайне высокая плотность дислокаций, происходит растворение цементита и образование аустенита за счет обратного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [22 – 28]. Эти процессы приводят к перераспределению углерода, что в конечном счете отражается на механических свойствах [22 – 28]. Поэтому выявление закономерностей эволюции карбидной фазы, дефектной субструктуры и перераспределения углерода при длительной эксплуатации рельсов приобретает особую актуальность и имеет научную и практическую ценность.

Целью настоящей работы является анализ методами рентгенофазового анализа и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии структурно-фазового состояния и распределения атомов углерода в металле дифференцированно закаленных 100 метровых рельсов после длительной эксплуатации.

В качестве материала исследования использовали образцы дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ, проект 15-12-00010.

Выражаем благодарность Е.В. Полевому за предоставленные образцы рельсов и результаты анализа макроструктуры.

в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ». При проверочном анализе химического состава металла

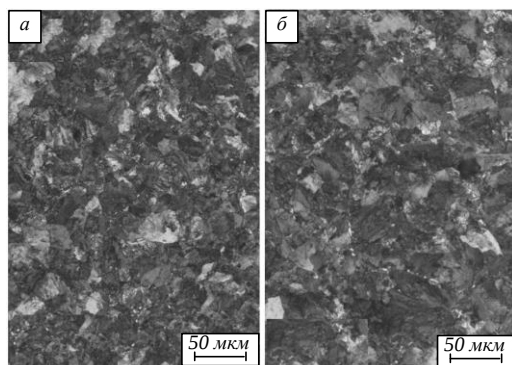


Рис. 1. Микроструктура рельсовой стали после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т brutto на расстоянии 2 мм (а), 10 мм (б) от поверхности катания (поперечное сечение)

рельсов получены следующие результаты: 0,74 % С; 0,75 % Мп; 0,60 % Si; 0,011 % Р; 0,010 % S; 0,42 % Cr; 0,07 % Ni; 0,14 % Cu; 0,04 % V; 0,003 % Al; 0,003 % Ti; 0,012 % N; 0,0014 % O₂ (по массе).

По содержанию всех химических элементов металл рельсов удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685 – 2013 для стали марки Э76ХФ. Макроструктуру металла рельсов выявляли в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685 – 2013 на полнопрофильном темплете, вырезанном из рельса в поперечном направлении, после травления в 50 %-ном водном растворе соляной кислоты. Исследования микроструктуры металла головки рельсов проводили методом оптической микроскопии после электролитического полирования поверхности микрошлифов в 5 %-ном уксусном растворе хлорной кислоты с последующим травлением в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Исследования фазового состава и состояния кристаллической решетки осуществляли

методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD-7000s, Shimadzu). Исследования дефектной субструктуры и состояния карбидной фазы рельса осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии (просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ)) [29 – 32]. Фольги для исследования готовили путем электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из области катания на расстоянии 2, 10 мм и вблизи поверхности катания вдоль центральной оси.

Металлографически установлено, что микроструктура металла представляет собой пластинчатый перлит балла 2-3 шкалы 1 ГОСТ 8233 с разрозненными участками феррита по границам зерен, количество которого не превышает 5 % и оценивается баллом 1,5 шкалы 7 ГОСТ 8233. Бейнит в микроструктуре исследуемого рельса не выявлен (рис. 1). По мере удаления от поверхности перлит приобретает более грубое строение. При исследовании травленных шлифов установлено, что с поверхности катания наблюдается значительно деформированная структура на глубину до 200 мкм, по которой развивается растрескивание.

По морфологическому признаку ПЭМ выделены следующие структурные составляющие: перлит пластинчатый, зерна феррито-карбидной смеси, зерна структурно свободного феррита. Как и в работе [28] основным типом структуры исследуемой стали являются зерна пластинчатого перлита, относительное содержание которых в материале 0,7; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,25; остальное – зерна структурно свободного феррита. Близкое к исходной стали состояние металла рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т brutto выявляется на расстоянии 10 мм от поверхности катания вдоль центральной оси (рис. 2).

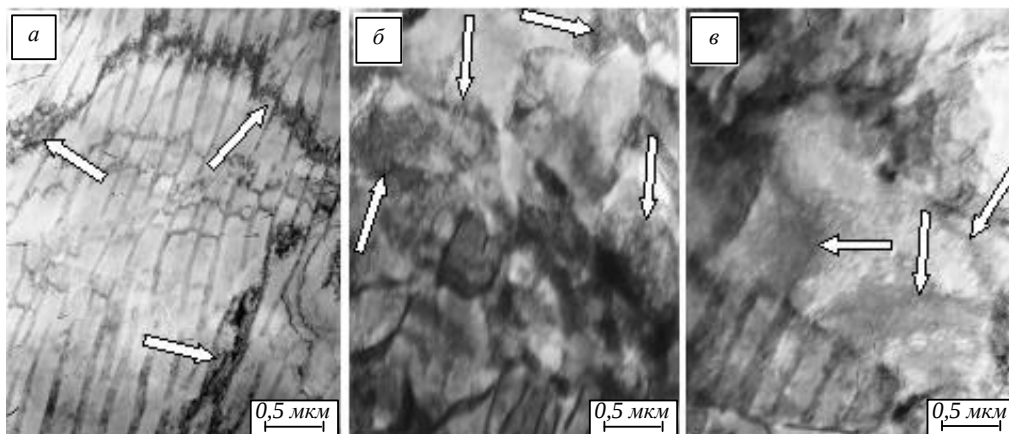


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры рельсовой стали на расстоянии 10 мм от поверхности катания вдоль центральной оси после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т brutto (стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры):

а – пластинчатый перлит; б – зерна феррито-карбидной смеси; в – зерна структурно-свободного феррита

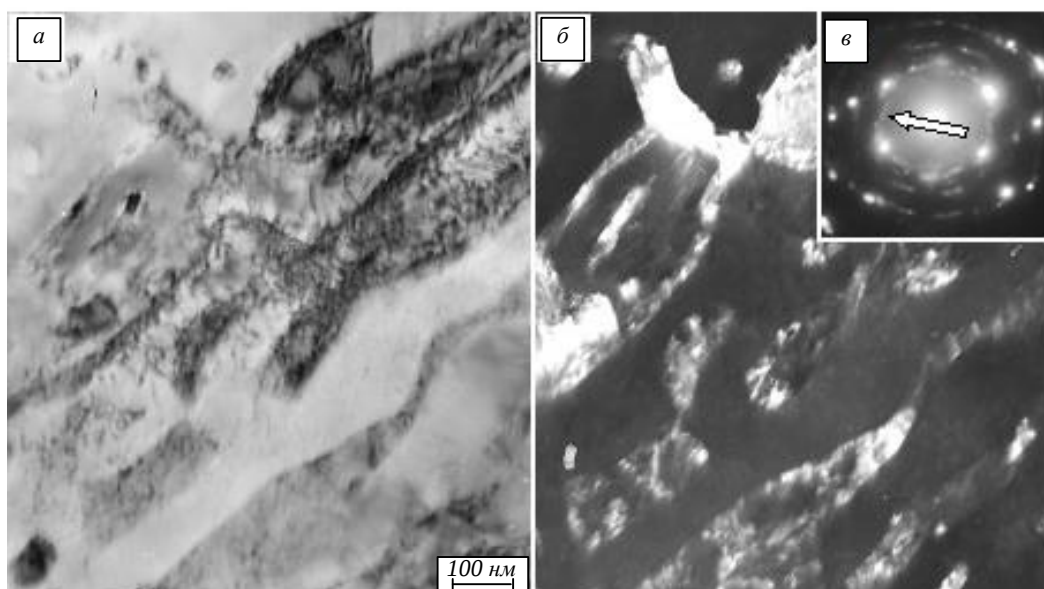


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры рельсовой стали в центре головки поверхности катания (поверхностный слой толщиной примерно 2 мм):
 а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе [031]Fe₃C; в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Отличительной особенностью структуры этого слоя является большое количество изгибных экстинкционных контуров, их присутствие указывает на упругопластические искажения кристаллической решетки материала, что может быть вызвано механическим воздействием подвижного состава на металл рельсов в процессе длительной эксплуатации [2].

Эксплуатация рельсов сопровождается следующими процессами. Во-первых, наблюдается рост скалярной плотности дислокаций в пределах от $2,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности катания) до $3,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ вблизи поверхности катания. При этом тип дислокационной субструктуры (хаотически распределенные дислокации и дислокационные сетки) не изменяется. Во-вторых, разрушается структура пластинчатого перлита путем разрезания пластин цементита и их растворением. Характерное изображение формирующейся при этом структуры приведено на рис. 3.

Разрушение пластин цементита сопровождается формированием частиц глобулярной формы, размеры которых в поверхностном слое составляют 30 нм (поперечные) и 50 нм (продольные). По мере удаления от поверхности катания размеры частиц увеличиваются и в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности катания, составляют 30 – 215 нм. Исследования, выполненные методами темнопольного анализа, показывают, что эксплуатация рельсов сопровождается дроблением пластин цементита с последующим их разрушени-

ем. Рефлексы карбидной фазы на микроэлектронограмме, полученной с таких пластин, имеют как радиальное, так и азимутальное размытие, что может свидетельствовать о высоком уровне дефектности кристаллической решетки цементита, а также изменении параметра кристаллической решетки вследствие ухода атомов углерода [33]. В-третьих, одновременно с разрушением колоний перлита снижается объемная доля цементита в исследуемой стали от 11,2 % в слое, расположенном на глубине 10 мм, до 4,9 % в поверхностном слое.

Выявленные количественные закономерности изменения параметров структуры поверхности катания в центре головки позволили проанализировать распределение атомов углерода в структуре стали. Оценки 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 рельсов. Если в исходном состоянии основное количество атомов углерода 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).

Анализ распределения углерода в стали

Место расположения углерода	Оценочное выражение	Источник
Твердый раствор на основе α -железа	$\Delta C_{\alpha} = \Delta V_{\alpha} \frac{a_{\alpha} - a_{\alpha}^0}{39 \pm 4} 10^3$	[2, 12, 13]
Частицы карбидных фаз	$\Delta C(\text{Fe}_3\text{C}) = 0,07 \Delta V_i$	[2, 16, 19]
Элементы дефектной структуры	$\Delta C_d = C_0 - \Delta C_{\alpha} - \Delta C(\text{Fe}_3\text{C})$	[2, 19]

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

Выводы. Методами рентгеноструктурного анализа и электронной дифракционной микроскопии проведены исследования фазового состава, дефектной макро- и микроструктуры металла поверхности катания вдоль центральной оси дифференцированно термоупрочненных рельсов категории ДТ350 после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ». Показано, что эксплуатация рельсов сопровождается множественным преобразованием структуры стали. На микроуровне это проявляется в увеличении скалярной плотности дислокаций, формировании упругопластических полей напряжений и разрушении пластин цементита перлитных колоний. Показано, что атомы углерода, покинувшие кристаллическую решетку частиц цементита, располагаются преимущественно на дефектах кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
2. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.
3. 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.
4. Белоус М.В., Черепин В.Т., Васильев М.А. Превращения при отпуске стали. – М.: Металлургия, 1973. – 232 с.
5. Белоус М.В. Распределение углерода по состояниям при отпуске закаленной стали // Металлофизика. Респ. межвед. сб. 1970. № 32. С. 79 – 82.
6. Белоус М.В., Шаталова Л.А., Шейко Ю.П. Состояние углерода в отпущенной и холоднодеформированной стали. Первое превращение при отпуске // ФММ. 1994. Т. 78. № 2. С. 99 – 106.
7. Белоус М.В., Москаленок Ю.Н., Черепин В.Т., Шейко Ю.П., Мешашти С. Состояние углерода в отпущенной и холоднодеформированной стали. Объемные эффекты при нагреве закаленных сплавов Fe – C // ФММ. 1995. Т. 80. № 3. С. 103 – 114.
8. Белоус М.В., Новожилов В.Б., Шаталова Л.С., Шейко Ю.П. Распределение углерода по состояниям в отпущенной стали // ФММ. 1995. Т. 79. № 4. С. 128 – 137.
9. Изотов В.И., Козлова А.Г. Распределение углерода в пакете мартенситных кристаллов и его влияние на прочность закаленных низколегированных сталей // ФММ. 1995. Т. 80. № 1. С. 97 – 111.

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

Структурный элемент	Концентрация углерода, % (по массе)		
	Поверхность	2 мм от поверхности	10 мм от поверхности
Частицы цементита	0,3300	0,71	0,75
Кристаллическая решетка α -железа	0,0284	0	0
Дефекты кристаллической структуры	0,3816	0,03	0

10. Изотов В.И., Филиппов Г.А. Влияние переохлаждения при нормальном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении на распределение углерода в феррите низколегированной стали // ФММ. 1999. Т. 87. № 4. С. 72 – 77.
11. Speich G.R. Tempering of low-carbon martensite // Trans. Met. Soc. AIME. 1969. Vol. 245. No. 10. P. 2553 – 2564.
12. Kalich D., Roberts E.M. On the distribution of carbon in martensite // Met. Trans. 1971. Vol. 2. No. 10. P. 2783 – 2790.
13. Fasiska E.J., Wagenblat H. Dilatation of alpha-iron by carbon // Trans. Met. Soc. AIME. 1967. Vol. 239. No. 11. P. 1818 – 1820.
14. 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.
15. Веселов С.И., Спектор Е.З. Зависимость параметра решетки аустенита от содержания углерода при высоких температурах // ФММ. 1972. Т. 34. № 5. С. 895 – 896.
16. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1977. – 407 с.
17. Thomas G., Sarikaya M. Lath martensites in carbon steels – are they bainitic? – Proc. Int. Conf. Solid-Solid Phases Transform., Pittsburgh, Pa, Aug. 10-14, 1981. – Warrendale, Pa, 1982. P. 999 – 1003.
18. Sarikaya M., Thomas G., Steeds J.W. e.a. Solute element partitioning and austenite stabilization in steels. – Proc. Int. Conf. Solid-Solid Phases Transform., Pittsburgh, Pa, Aug. 10-14, 1981. – Warrendale, Pa, 1982. P. 1421 – 1425.
19. Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Гладышев С.А., Козлов Э.В. Взаимодействие углерода с дефектами и процессы карбидообразования в конструкционных сталях. – В сб. трудов «Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства». – Тула: изд. ТулПИ, 1986. С. 100 – 105.
20. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н. Бейнитная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2015. – 177 с.
21. 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. – 510 с.
22. 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.
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.
24. Ning Jiang-li, Courtois-Manara E., Kormanavaeva 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. Vol. 581. P. 81 – 89.
25. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. and Eng. A. 2003. Vol. 345. P. 81 – 89.
26. 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.
27. 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.
28. Microstructure of quenched rails / V.E. Gromov, A.B. Yuriev, K.V. Morozov, Yu.F. Ivanov Cambridge: CISP Ltd, 2016. – 156 p.
29. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
30. Ray F. Egerton Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM. – Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005. – 211 p.
31. Kumar C.S.S.R. (Ed.) Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
32. Barry Carter C., David B., Transmission Electron Microscopy. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p.
33. 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.

© 2017 г. А.А. Юрьев, Ю.Ф. Иванов,
В.Е. Громов, Е.В. Мусорина,
Ю.А. Рубанникова

Поступила 20 октября 2017 г.