DOI: 10.54826/19979258_2023_2_27
УДК 548.571:548.4:669.539.392:669.17

Эволюция тонкой структуры рельсов из заэвтектоидной стали при длительной эксплуатации

Юрий Федорович Иванов[1], д-р физ.-мат. наук; **Виктор Евгеньевич Громов[2],** д-р физ.-мат. наук; **Михаил Анатольевич Порфирьев[2]; Роман Евгеньевич Крюков[2],** д-р техн. наук; **Виталий Владиславович Шляров[2]; Егор Владимирович Полевой[3],** канд. техн. наук

[1] ***Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия.*** *E-mail: yufi55@mail.ru*
[2] ***Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия.*** *E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*
[3] ***АО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк, Россия.*** *E-mail: Egor.Polevoj@evraz.com*

Аннотация. Методами просвечивающий электронной дифракционной микроскопии проведено исследование морфологии структуры и фазового состава, дислокационной субструктуры в головке дифференцированно закаленных рельсов специального назначения ДТ400ИК после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 187 млн т) на поверхности катания и расстоянии 10 мм от нее по центральной оси. Определены типы дислокационных субструктур и величина скалярной плотности дислокаций. Проанализированы источники внутренних полей напряжений и процессы разрушения пластинчатого перлита.

Ключевые слова: рельсы, тонкая структура, скалярная плотность дислокаций, цементит, разрушение, эксплуатация

Fine structure evolution of hypereutectoid steel rails after long term operation

Yurii F. Ivanov[1], Victor E. Gromov[2], Michael A. Porfiriev[2], Roman E. Kryukov[2], Vitalii V. Shlyarov[2], Egor V. Polevoy[3]

[1] ***Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia***
[2] ***Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia***
[3] ***JSC West Siberian Metallurgical Plants, Novokuznetsk, Russia***

Abstract. Transmission electron diffraction microscopy was used to study the morphology of the structure and phase composition, the dislocation substructure in the head of differentially hardened special-purpose rails DT400IK after long-term operation (tonnage passed 187 million tons) on the tread surface and a distance of 10 mm from it along the central axis. The types of dislocation substructures and the value of the scalar density of dislocations are determined. The sources of internal stress fields and the processes of destruction of lamellar perlite are analyzed.

Keywords: rails, fine structure, scalar dislocation density, cementite, fracture, operation

Введение. В связи с наметившейся в последние годы тенденцией роста скоростей и интенсивности движения железнодорожного транспорта в разряд актуальных задач выходит создание рельсов с высокими эксплуатационными характеристиками. Решение этой задачи в России осуществляется с 2013 г. путем производства длинномерных диффе-

ренцированно закаленных рельсов. Совершенствование технологии их производства возможно лишь при глубоком анализе механизмов формирования структуры, фазового состава, свойств и их эволюции при длительной эксплуатации.

Рельсы являются стратегическим продуктом, к которому приковано постоянное внимание не только специалистов, но и ученых, особенно в области физического материаловедения. В настоящее время на долю железных дорог в мире приходится до 85 % грузооборота и более 50 % пассажирских перевозок. Анализ поведения рельсов в процессе эксплуатации и причин их изъятия является предметом пристального внимания исследователей. Информация об эксплуатационной стойкости рельсов связана с необходимостью более глубокого понимания фундаментальных проблем материаловедения и с практической значимостью проблемы в современных условиях непрерывного возрастания требований к надежности рельсов при высоких нагрузках на ось и скоростях движения. В настоящее время это возможно при использовании высокоинформативных методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), позволяющих проводить комплексный анализ как морфологии дефектной структуры, так и фазового состава с достаточной степенью локальности по сечению рельсов.

Ранее в исследованиях авторов был проведен электронно-микроскопический анализ структурно-фазовых состояний и свойств объемно- и дифференцированно закаленных рельсов по центральной оси и радиусу скругления выкружки на расстоянии 0; 2 и 10 мм от поверхности после пропущенного тоннажа – 500–1770 млн т брутто [1–5]. Четыре года назад в России начато производство рельсов категории ДТ400ИК повышенной износостойкости и контактной усталости для эксплуатации на прямых участках пути со скоростями до 200 км/ч и кривых участках без ограничения по грузонапряженности.

По информации РЖД до 75 % изъятий рельсов происходит по причине износа и контактно-усталостных дефектов, которые возникают, в основном, в поверхностных слоях [1–5]. Эти процессы во многом определяются возникновением и эволюцией дислокационной субструктуры. Она играет важную роль в формировании предела прочности и текучести, деформационном упрочнении и разрушении материалов [6–9], при фазовых и структурных превращениях [10–13].

Цель работы – анализ формирования дислокационной субструктуры в поверхностных слоях рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации.

Материал и методы исследования. Материалом исследования являются образцы дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ400ИК из стали марки Э90ХАФ производства АО «Евраз-ЗСМК» после пропущенного тоннажа 187 млн т брутто в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ» (г. Щербинка). Элементный состав регламентирован ГОСТ 51685–2013 и ТУ 24.10.75111-298-057576.2017 РЖД. Морфологию структуры и фазового состава, дислокационную субструктуру определяли методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, прибор JEOL JEM2100F) [14–16]. Были выполнены исследования головки рельсов вдоль центральной оси на расстояниях 0 и 10 мм от поверхности.

Результаты и их обсуждение. Структура стали на глубине 10 мм – перлит пластинчатой морфологии. Размеры зерен перлита, выявленные методами просвечивающей электронной микроскопии (метод STEM-анализа), изменяются в пределах от 1,5 до 25 мкм. Существенно реже в исследуемой стали присутствуют зерна с глобулярными частицами цементита (в составе глобулярного перлита) и зерна, в которых наряду с цементитом пластинчатой морфологии присутствуют глобулярные частицы, о чем свидетельствуют результаты микродифракционного анализа с применением темнопольных изображений (рис. 1).

Пластины цементита в большинстве случаев являются дефектными образованиями. Представленные на рис. 2 электронно-микро-

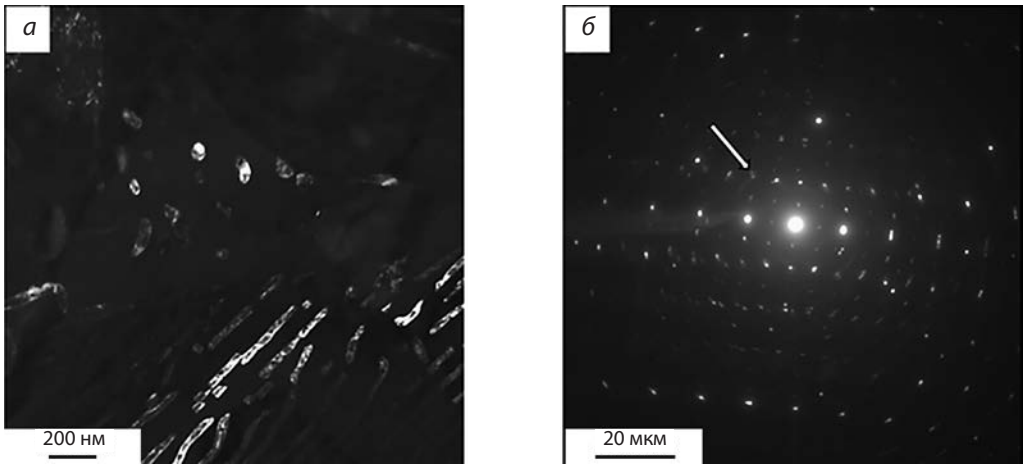

Рис. 1. ПЭМ-изображение структуры слоя на расстоянии 10 мм от поверхности катания: *а* – темное поле, полученное в близко расположенных рефлексах [222]Fe_3C + [320]Fe_3C; *б* – микроэлектронограмма (стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле)

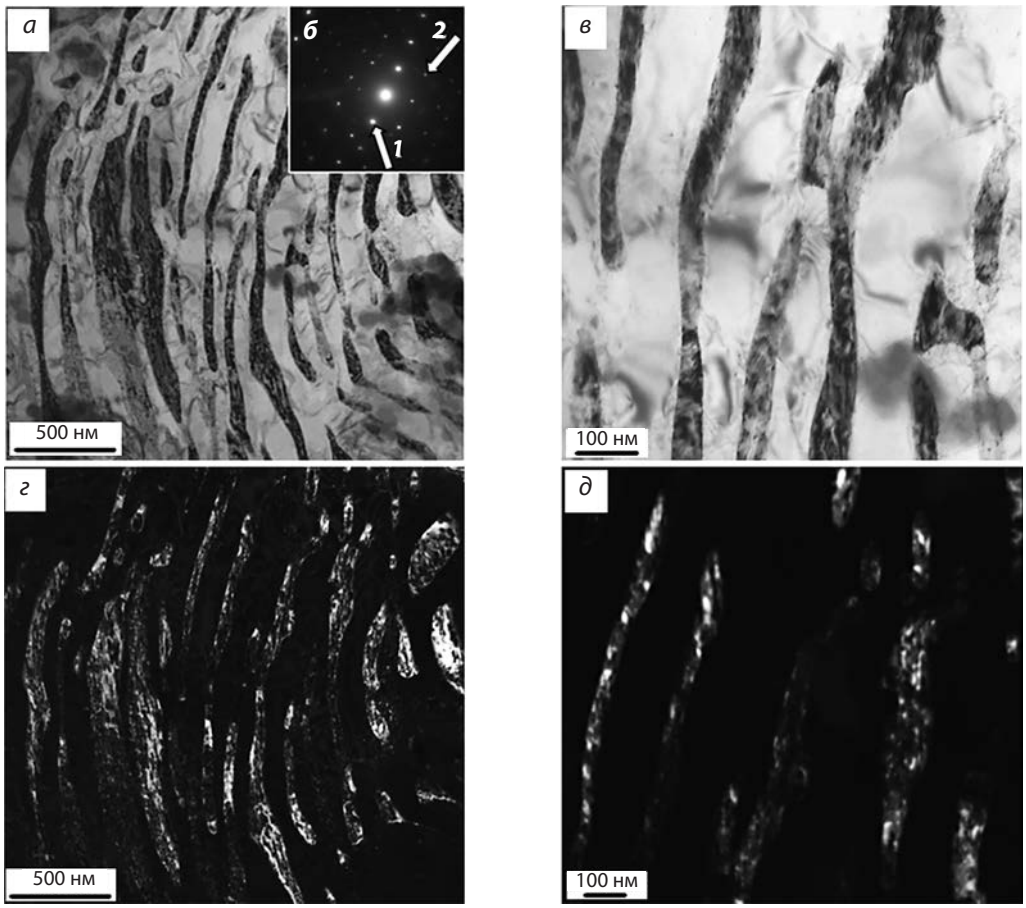

Рис. 2. ПЭМ-изображение структуры в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности катания: *а*, *в* – светлые поля; *б* – микроэлектронограмма; *г*, *д* – темные поля, полученные в рефлексах [012]Fe_3C (*г*) и [222]Fe_3C (*д*); на (*б*) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: *1* – для (*г*), *2* – для (*д*)

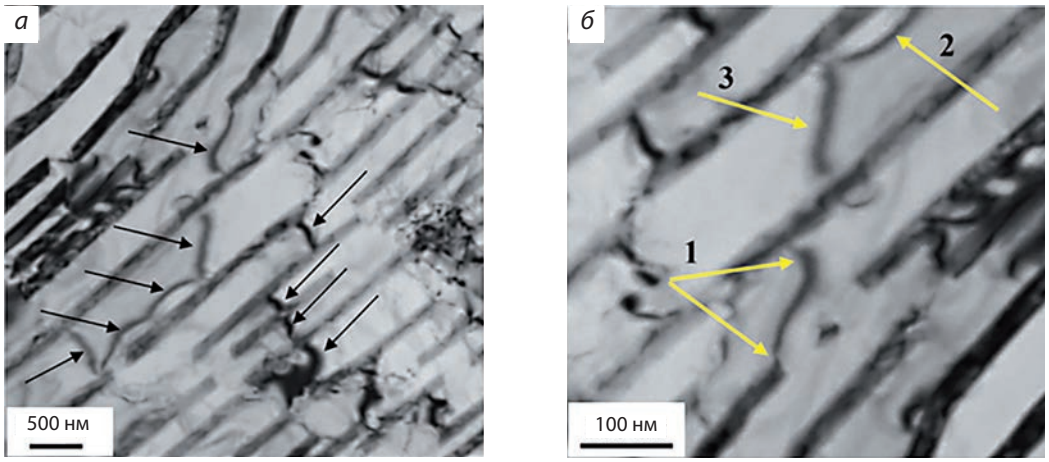

Рис. 3. Изгибные экстинкционные контуры (указаны стрелками), наблюдающиеся в структуре стали в слое на глубине 10 мм от поверхности катания: *а* – на границе раздела зерна перлита и пластин цементита; *б* – на торцах пластин цементита

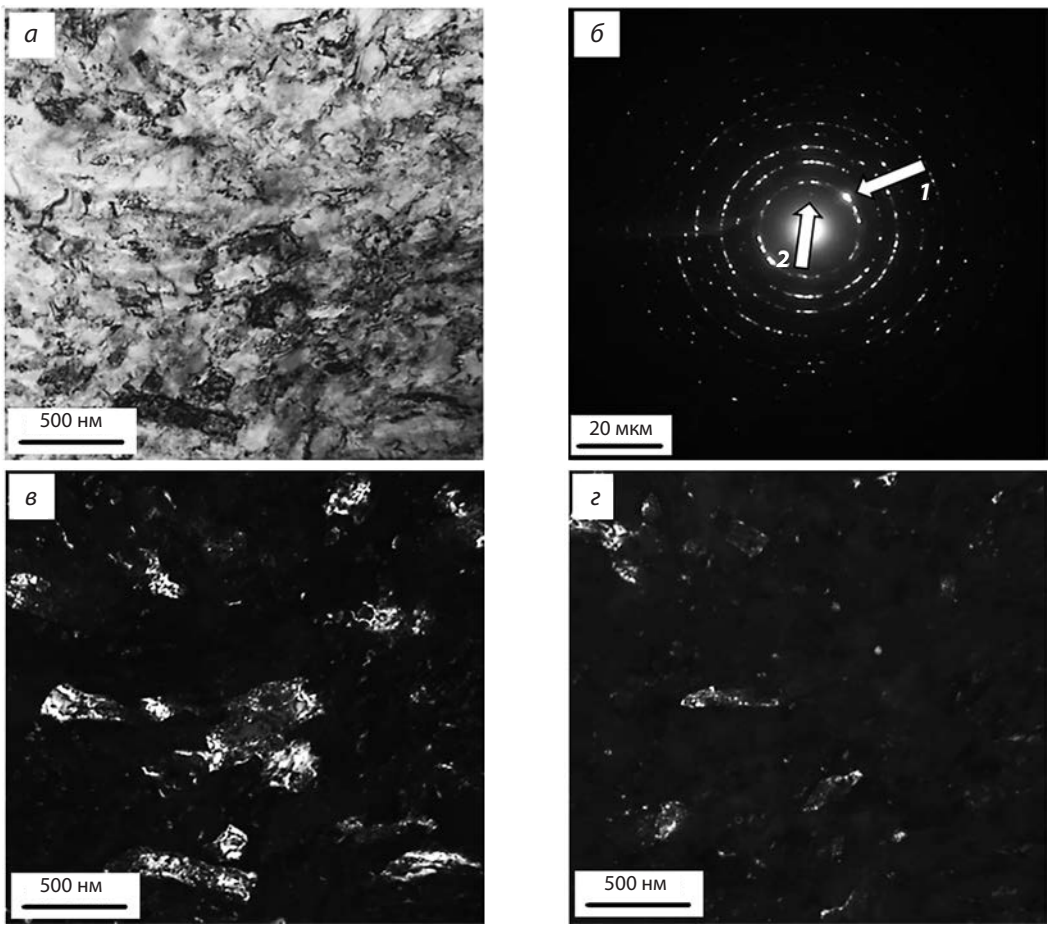

Рис. 4. ПЭМ-изображение структуры поверхностного слоя: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма; *в*, *г* – темные поля, полученные в рефлексах [110]α-Fe + [012]Fe_3C (*в*) и [120]Fe_3C + [110]α-Fe (*г*)

скопические изображения свидетельствуют о том, что пластины цементита фрагментированы, т.е. разделены на отдельные области, размеры которых изменяются в пределах 10–12 нм. Наиболее отчетливо фрагментированная структура пластин перлита выявляется при темнопольном анализе структуры стали (см. рис. 2, *г*, *д*).

Выше отмечалось, что пластинчатый перлит является двухфазным образованием и сформирован чередующимися пластинами феррита и цементита. Ферритные пластины перлитных колоний исследуемой стали в большинстве случаев разделены на разориентированные области. Продольные размеры таких областей изменяются в пределах от 250 до 500 нм. Ферритные пластины перлитных колоний содержит дислокационную субструктуру. Наблюдаются зерна перлита с хаотически распределенными дислокациями и зерна перлита, дислокации в которых формируют сетчатую субструктуру. В первом случае скалярная плотность дислокаций составляет $<\rho> = 3{,}3 \cdot 10^{10}$ см^2; во втором случае – $<\rho> = 5{,}2 \cdot 10^{10}$ см^2.

Исследуемая сталь находится в упруго-напряженном состоянии. Об этом свидетельствуют изгибные экстинкционные контуры, присутствующие на электронно-микроскопических изображениях структуры тонких фольг. Источниками кривизны-кручения кристаллической решетки являются пиковые напряжения, возникающие на границах раздела зерен перлита и пластин цементита перлитных колоний (рис. 3, *а*). В пределах перлитной колонии изгибные контуры могут располагаться как поперек, так и вдоль пластин феррита, разделяющих соседние пластины цементита. Это свидетельствует о сложном упруго-напряженном состоянии исследуемого материала. Источниками полей напряжений также могут являться торцы пластин цементита (рис. 3, *б*).

Анализ структуры стали, приведенной на рис. 3, *б*, показал, что во-первых, экстинкционный контур, прилегающий к торцу пластины цементита, имеет толщину 5,5 нм (контур 1); во-вторых, этот же контур, прилегающий к боковой грани пластины цементита, имеет толщину 17 нм, т.е. в ~3 раза толще противоположного края контура; в-третьих, контур, замыкающийся на боковой грани пластины цементита (контур 2), имеет среднюю толщину 11 нм, а контур, пересекающий пластину феррита, т.е. начинающийся и заканчивающийся на расположенных рядом пластинах цементита (контур 3), имеет толщину ~20 нм. Учитывая экспериментально установленные факты, свидетельствующие о том, что поперечные размеры (толщина) изгибного контура обратно пропорциональны кривизне-кручению кристаллической решетки материала (величине упругих напряжений материала) [1, 17], можно заключить, что наиболее напряженными участками перлитной структуры исследуемой стали являются торцы пластин цементита, обрывающиеся в объеме перлитной колонии.

Длительная эксплуатация рельсов на железной дороге привела к множественным преобразованиям структуры стали, связанным с разрушением колоний перлита. Рассмотрим это на примере структуры металла поверхности катания рельс (рис. 4). Сопоставляя результаты исследований, полученные методами электронной микроскопии, можно отметить отсутствие пластинчатой структуры (см. рис. 4), характерной для перлита (см. рис. 2). Действительно, исследования, выполненные с использованием метода темнопольного анализа, выявили разрушение пластин цементита и фрагментацию пластин феррита (см. рис. 4).

Разрушение пластин цементита сопровождается образованием наноразмерных частиц третичного цементита округлой формы, расположенных либо вдоль бывших границ пластин цементита, либо в объеме пластин феррита (рис. 5). Размеры таких частиц изменяются в пределах 4–7 нм.

Можно предположить реализацию следующих механизмов разрушения пластин цементита в перлитной колонии, выявленных нами ранее при исследовании структуры металла рельс, подвергнутых эксплуатации на железной дороге [1, 17]: 1 – механизм перере-

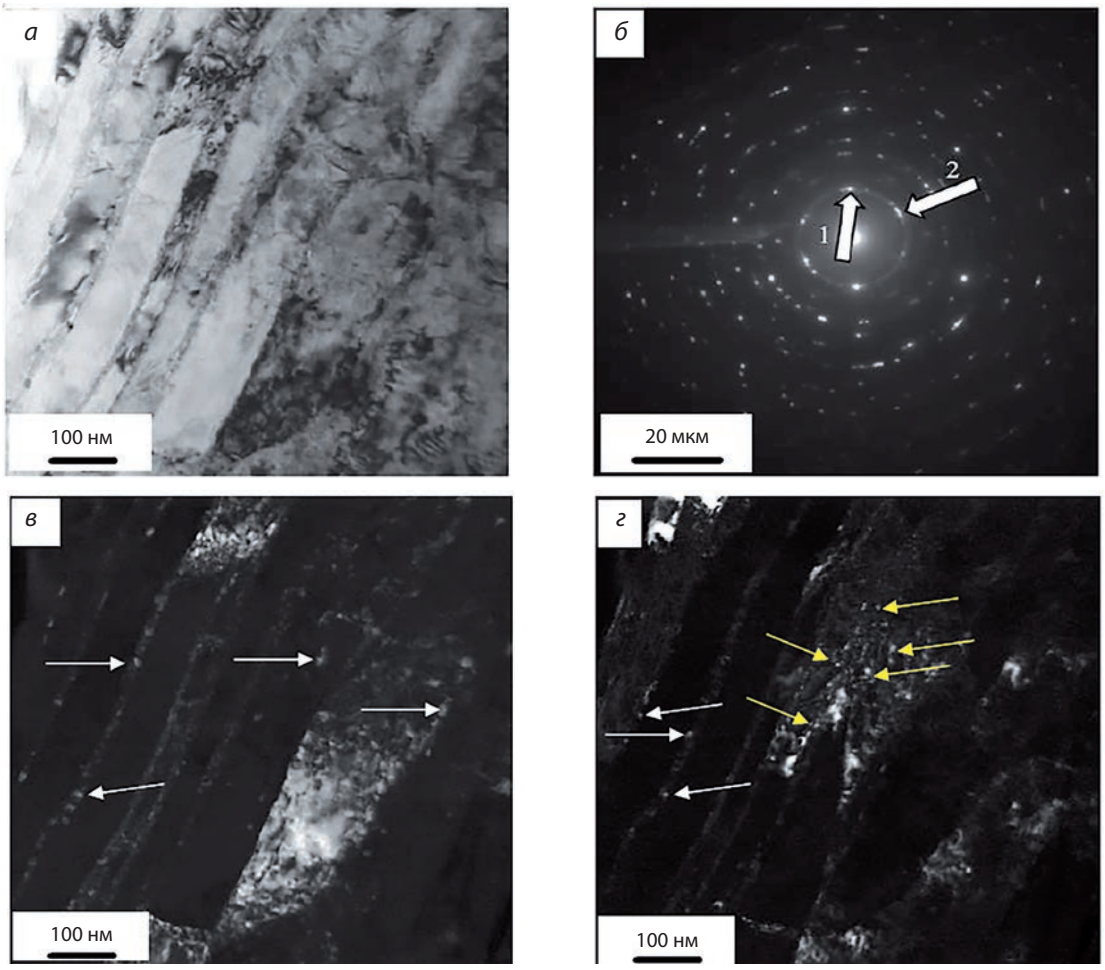

Рис. 5. ПЭМ-изображение структуры поверхностного слоя: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма; *в*, *г* – темные поля, полученные в рефлексах [110]α-Fe + [012]Fe_3C (*в*) и [012]Fe_3C + [110]α-Fe (*г*); белыми стрелками указаны частицы по границам пластин цементита (*в*) и частицы, расположенные в объеме пластин феррита (*г*)

зания пластин цементита скользящими дислокациями с последующим перемещением их фрагментов и 2 – механизм распада цементита, заключающийся в том, что энергия связи атомов углерода с дислокациями в феррите (0,6–0,8 эВ) превышает энергию связи атомов углерода с атомами железа в решетке цементита (≈0,4 эВ). Вследствие этого, дислокации «вытягивают» углерод из цементита с образованием атмосфер Коттрелла. Диффузия атомов углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластин цементита. При этом степень распада цементита определяется величиной плотности дислокаций и типом субструктуры [1, 17, 18]. При проникновении дислокаций в решетку цементита изменяется его дефектная субструктура. Однако, как отмечено в работе [3], этому будет препятствовать некогерентная граница α-Fe–цементит, оставляя возможной лишь диффузию углерода. По мнению школы академика В.Е. Панина [19–21] развитие подобного эффекта должно быть связано с ротационными модами пластической деформации с формированием локальной кривизны решетки, что делает облегченным перемещение атомов углерода. Поскольку при эксплуатации рельсов нагрузка на поверхность носит циклический характер, то такой механизм может развиваться обрати-

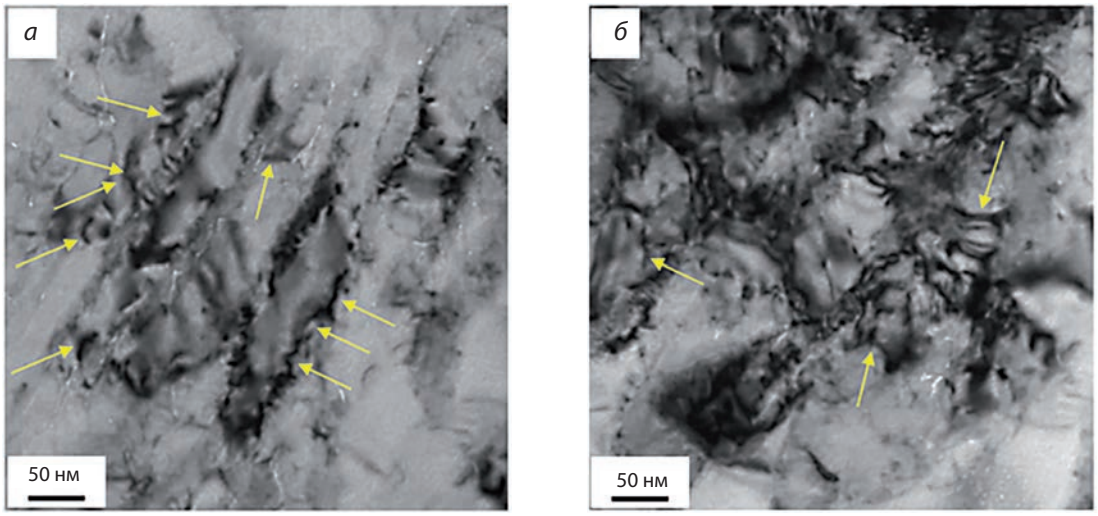

Рис. 6. Электронно-микроскопические изображения контуров экстинкции поверхностного слоя(указаны стрелками), формирующихся у наноразмерных частиц, расположенных вдоль бывших границ раздела пластин цементита (*а*) и в объеме пластин феррита (*б*)

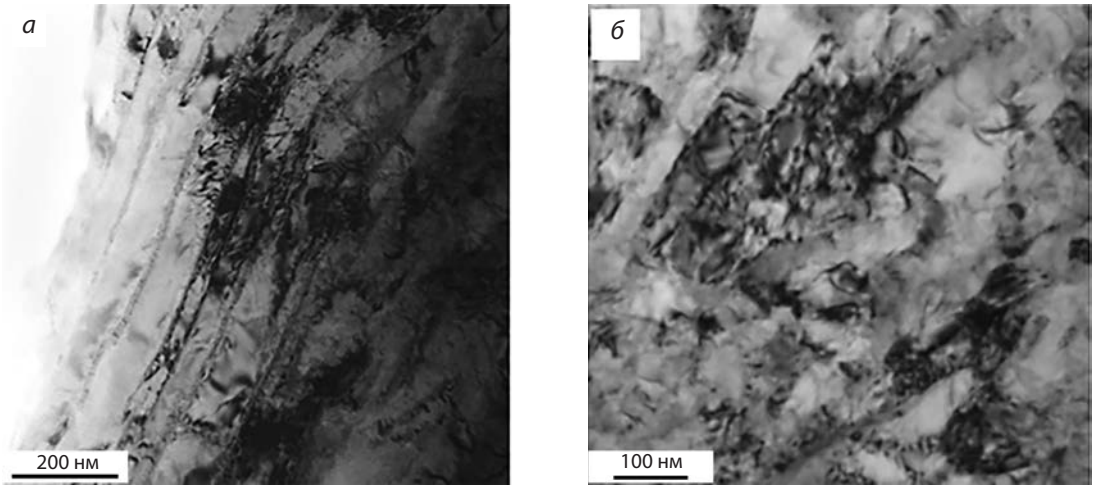

Рис. 7. ПЭМ-изображения дислокационной субструктуры поверхностного слоя: *а* – перлит неразрушенный; *б* – перлит разрушенный

мо и обеспечивать внутренней субструктуре перестройку без образования микронесплошностей. По этой причине повышение ресурса рельсов может достигаться за счет как можно более длительного сохранения субструктуры, способствующей развитию обратимых деформационных процессов, исключающих разрушение цементитных пластин с последующим перемещением углерода на дефекты (дислокации) и решетку α-Fe.

Формирующиеся в стали наноразмерные частицы также являются источниками кривизны-кручения кристаллической структуры стали, что проявляется в наличии на электронно-микроскопических изображениях структуры стали изгибных контуров экстинкции (рис. 6). Поперечные размеры таких контуров изменяются в пределах 3–7 нм, что сопоставимо с размерами контуров, формирующихся у торцов пластин цементита в ста-

ли в слое, расположенном на глубине 10 мм (см. рис. 3, *б*).

Эксплуатация рельсов приводит к изменению дислокационной субструктуры ферритной составляющей стали. Выполненные исследования показывают, что основным типом дислокационной субструктуры поверхностного слоя металла поверхности катания рельсов является сетчатая структура (рис. 7). Скалярная плотность дислокаций формирующейся дислокационной субструктуры изменяется в пределах $<\rho> = (6–8)\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

Заключение. Установлено, что при длительной эксплуатации рельсов из заэвтектоидной стали в слое, расположенном на глубине 10 мм, формируется преимущественно структура перлита пластинчатой морфологии. Показано, что размеры зерен перлита изменяются в пределах от 1,5 до 25 мкм. Установлено, что пластины цементита перлитных колоний фрагментированы, т.е. разделены на отдельные области, размеры которых изменяются в пределах 10–12 нм. Показано, что в пластинах феррита перлитных колоний присутствует дислокационная субструктура с хаотически распределенными дислокациями и дислокациями, формирующими сетки. В первом случае скалярная плотность дислокаций составляет $<\rho> = 3{,}3\cdot10^{10}$ см$^{-2}$; во втором случае – $<\rho> = 5{,}2\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

Установлено, что исследуемая сталь находится в упруго-напряженном состоянии, о чем свидетельствуют изгибные экстинкционные контуры, присутствующие на электронно-микроскопических изображениях структуры тонких фольг. Источниками полей напряжений являются границы раздела зерен перлита и пластины цементита перлитных колоний. Установлено, что наиболее напряженными участками перлитной структуры исследуемой стали являются торцы пластин цементита, обрывающиеся в объеме перлитной колонии. Показано, что длительная эксплуатация рельсов на железной дороге привела к множественным преобразованиям структуры стали, связанным с разрушением колоний перлита. Обнаружено, что разрушение пластин цементита сопровождается образованием наноразмерных (4–7 нм) частиц округлой формы, расположенных либо вдоль бывших границ пластин цементита, либо в объеме пластин феррита. Показано, что эксплуатация рельсов приводит к повсеместному формированию в стали сетчатой дислокационной субструктуры – величина, скалярная плотность дислокаций которой в поверхностном слое, расположенном на глубине 10 мм, примерно в два раза превышает величину скалярной плотности дислокаций слоя.

Список источников

1. *Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y.* Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation. Materials Research Forum LLC, 2021. Vol. 106. 189 p.
2. *Григорович К.В., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А.* Формирование тонкой структуры перлитной стали при сверхдлительной пластической деформации // Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки. 2022. Т. 503, № 1. С. 69–72.
3. *Панин В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Громов В.Е., Панин С.В., Кормышев В.Е., Рубанников Ю.А.* Эволюция тонкой структуры и свойств металла рельсов при длительной эксплуатации // Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23, № 5. С. 85–94.
4. *Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yuriev A.B., Morozov K.V.* Microstructure of Quenched Rails. Cambridge, CISP Ltd., 2016. 215 p.
5. *Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Кормышев В.Е., Глезер А.М.* Структура и свойства рельсов после экстремально длительной эксплуатации // Вопросы материаловедения. 2020. Т. 102, № 2. С. 30–39.
6. *Yang M., Pan Yu., Yuan F., Zhu Yu., Wu Back X.* Stress Strengthening and Strain Hhardening in Gradient Structure // Mater. Research Letters. 2016. Vol. 4, No. 3. P. 1–8.
7. *Kundu A., Field D.P.* Geometrically Necessary Dislocation Density Evolution in Interstitial Free Steel at Small Plastic Strains // Metall. Mater. Trans.: A. 2018. Vol. 49. P. 3274–3282.

8. *Kundu A., Field P., David D.P., Chakraborti P.C.* Effect of strain and strain rate on the development of deformation heterogeneity during tensile deformation of a solution annealed 304 LN austenitic stainless steel: An EBSD study // Mater. Sci. and Eng.: A. 2019. Vol. 773. P. 138854.
9. *Muñoz J.A., Komissarov A.* Back stress and strength contributions evolution of a heterogeneous austenitic stainless steel obtained after one pass by equal channel angular sheet extrusion (ECASE) // The Int. J. of Advanced Manufacturing Technology. 2020. Vol. 109. P. 607–617.
10. *Козлов Э.В., Попова Н.А., Кабанина О.В., Климашин С.И., Громов В.Е.* Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали. Новокузнецк : Изд. СибГИУ, 2007. 177 с.
11. *Kassner M.E., Geantil P., Levine L.E.* Long range internal stresses in single-phase crystalline materials // Int. J. of Plasticity. 2013. Vol. 45. P. 44–60.
12. *Zhang Y., Yu T., Xu R., Thorborg J., Liu W., Tischler J., Godfrey A., Jensen D.J.* Local residual stresses and microstructure within recrystallizing grains in iron // Mater. Characterization. 2022. Vol. 191. P. 112113.
13. *Gleser A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A.* Plastic Deformation of Nanostructured Materials. CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton, London, New York, 2017. 321 p.
14. *Egerton F.R.* Physical Principles of Electron Microscopy. Basel : Springer International Publishing, 2016. 196 p.
15. *Kumar C.S.S.R.* Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials. New York : Springer, 2014. 717 p.
16. *Carter C.B., Williams D.B.* Transmission Electron Microscopy. Berlin : Springer International Publishing, 2016. 518 p.
17. *Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И., Целлермаер В.Я., Иванов Ю.Ф.* Физика и механика волочения и объемной штамповки. М. : Недра, 1997. 280 с.
18. *Gavriljuk V.G.* Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation // Mater. Sci. and Eng. A. 2003. Vol. 345. P. 81–89.
19. *Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Chernyavskii A.G.* Plastic distortion as a fundamental mechanism in nonlinear mesomechanics of plastic deformation and fracture // Phys. Mesomech. 2016. Vol. 19, No. 3. P. 255–268.
20. *Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В.* Нелинейные волновые процессы в деформируемом твердом теле как многоуровневой иерархически организованной системе // УФН. 2012. Т. 182, № 12. С. 1351–1357.
21. *Панин В.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Кормышев В.Е.* Роль кривизны решетки в деградации структуры поверхностного слоя металла рельсов при длительной эксплуатации // Докл. РАН. Физика, технические науки. 2020. Т. 494. С. 68–71.

Статья поступила в редакцию 05.04.2023;
одобрена после рецензирования 17.04.2023;
принята к публикации 10.05.2023