

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 539.27:669.014.018:669.112.227:669.589.352

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.005

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ НАГРУЖЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ

Наталья Анатольевна Попова¹, Виктор Евгеньевич Громов^{2†},
Михаил Анатольевич Порфирьев³, Роман Евгеньевич Крюков⁴, Юрий Федорович Иванов⁵,
Виталий Владиславович Шляров⁶, Елена Леонидовна Никоненко⁷

^{1,7} Томский государственный архитектурно-строительный университет, пл. Соляная, 2, 634003, Томск, Россия

^{2,3,4,6} Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия

⁵ Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический, 2/3, 634055, Томск, Россия

¹ natalya-popova-44@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0001-8823-4562>

² gromov@physics.sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>

³ mporf372@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-3602-5739>

⁴ rek_nzrmk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3394-7941>

⁵ yufi55@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8022-7958>

⁶ shlyarov@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8130-648X>

⁷ vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541>

Аннотация. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проведен сравнительный количественный анализ изменения фазового состава, дефектной субструктуры и перераспределения атомов углерода рельсов доэвтектоидной стали после длительной эксплуатации и деформации сжатием. Исследования рельсов проводились на разном расстоянии от поверхности катания в головке по разным направлениям, а сжатие осуществлялось до степеней 15, 30, 50 %. Показано, что длительная эксплуатация рельсов и деформация сжатием сопровождаются фрагментацией, причем, при выбранных режимах этот процесс идет интенсивнее при сжатии, чем при длительном нагружении. При анализе процесса фрагментации цементитных пластин привлечены представления об одновременном протекании механизмов разрушения движущимися дислокациями и растворения. Из зависимостей изменения объемных долей углерода в цементите и на дефектах кристаллической решетки от выбранных условий нагружения сделано заключение о преимущественной роли деформации сжатием по сравнению с процессом длительной эксплуатации. Выявлены физические причины немоного изменения скалярной и избыточной плотности дислокаций от степени деформации при сжатии и расстояния от поверхности головки по центральной оси и радиусу скругления выкружки и более высокие значения скалярной плотности дислокаций по сравнению с избыточной плотностью.

Ключевые слова: сравнительный анализ, рельсовая сталь, сжатие, длительная эксплуатация, тонкая субструктура.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

Для цитирования: Попова Н.А., Громов В.Е., Порфирьев М.А., Крюков Р.Е., Иванов Ю.Ф., Шляров В.В., Никоненко Е.Л. Влияние различных видов нагружения рельсовой стали на эволюцию тонкой структуры // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. Т. 21, № 2. С. 179–187. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.005.

Original article

**EFFECT OF DIFFERENT TYPES OF RAIL STEEL LOADING
ON THE FINE STRUCTURE EVOLUTION****Nataliy A. Popova¹, Victor E. Gromov^{2†}, Mikhail A. Porfiriev³, Roman E. Kryukov⁴,
Yurii F. Ivanov⁵, Vitaliy V. Shlyarov⁶, Elena L. Nikonenko⁷**^{1,7} Tomsk State University of Architecture and Building, Solyanaya Sq., 2, Tomsk, 634003, Russia^{2,3,4,6} Siberian State Industrial University, Kirov Str., 42, Novokuznetsk, 654007, Russia⁵ Institute of High Current Electronics SB RAS, Akademicheskii Pr., 2/3, Tomsk, 634055, Russia¹ natalya-popova-44@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0001-8823-4562>² gromov@physics.sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>³ mporf372@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-3602-5739>⁴ rek_nzrmk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3394-7941>⁵ yufi55@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8022-7958>⁶ shlyarov@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8130-648X>⁷ vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541>

Abstract. Using the methods of transmission electron diffraction microscopy and X-ray diffraction analysis, a comparative quantitative analysis of the change in the phase composition, defective substructure and redistribution of carbon atoms of hypoeutectoid steel rails after long-term operation and compression deformation was carried out. Rails were studied at different distances from the tread surface in the head in different directions, and compression was carried out to degrees of 15, 30, 50 %. It is shown that long-term operation of rails and compressive deformation are accompanied by fragmentation, and, under the selected modes, this process is more intense under compression than under long-term loading. When analyzing the process of fragmentation of cementite plates, ideas about the simultaneous occurrence of the mechanisms of destruction by moving dislocations and dissolution are involved. From the dependences of the change in the volume fractions of carbon in cementite and on crystal lattice defects on the selected loading conditions, a conclusion was made about the predominant role of compressive deformation compared to the process of long-term operation. The physical reasons for the nonmonotonic change in the scalar and excess dislocation density depending on the degree of deformation during compression and the distance from the head surface along the central axis and fillet radius and higher values of the scalar dislocation density compared to the excess density are revealed.

Keywords: comparative analysis, rail steel, compression, long-term operation, fine substructure.

Acknowledgements: The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme No. FEMN-2023-0003).

For citation: Popova, N. A., Gromov, V. E., Porfiriev, M. A., Kryukov, R. E., Ivanov, Yu. F., Shlyarov, V. V. & Nikonenko, E. L. (2024). Effect of different types of rail steel loading on the fine structure evolution. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(2), 179–187. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.02.005.

Введение

При создании рельсов специального назначения (повышенной износостойкости, низкотемпературной надежности, для высокоскоростного движения) необходимо понимание природы структурно-фазовых изменений при деформационном поведении металла рельсов. Это обусловлено как научной значимостью проблемы, так и возрастанием требований к надежности рельсов в современных условиях их эксплуатации. При длительной эксплуатации на поверхности катания отмечается высокое значение микротвердости, явление деформационно-индуцированного распада цементита и других процессов, приводящих к деградации структуры и свойств и изъятию рельсов из экс-

плуатации [1, 2]. Сформированный в [3-8] банк данных об эволюции структурно-фазовых состояний и свойств длинномерных рельсов при различных сроках длительной эксплуатации можно рассматривать в качестве основы физического материаловедения рельсовой стали. Выявление наиболее общих закономерностей деформационного упрочнения сталей перлитного класса представляет значительный интерес для построения теории этого явления, с одной стороны, и выявление роли дислокационных механизмов, с другой [9-12].

При деформации рельсовой стали одноосным сжатием до степени 50 %, при которой образцы сплющиваются без разрушения, оценены вклады в упрочнение, обусловленные трением решетки матрицы, твердорастворным и суб-

структурным упрочнением, перлитной составляющей структуры стали, присутствием карбидной фазы, дислокационной субструктурой [13]. Такой учет позволил получить хорошее соответствие деформационных кривых $\sigma(\varepsilon)$, полученных экспериментально и рассчитанных теоретически. Вместе с тем ряд важных вопросов не получил надлежащего развития, в частности, выявление роли дислокационной субструктуры при деформационном упрочнении (особенно количественных её параметров), процессов фрагментации. Суммируя исследование изучения деформационного поведения рельсовой стали можно констатировать, что при активной деформации и длительной эксплуатации отмечается сложное сочетание дефектных структур на различных масштабных уровнях: от точечных, линейных до микротрещин. Однако мало информации о природе физических процессов, протекающих при их образовании. Полезным в этом отношении мог бы явиться сравнительный анализ эволюции фазового состава, тонкой субструктуры при длительной эксплуатации рельсов и деформации сжатием. Это и являлось целью настоящей работы.

Материал и методики исследования

В качестве материала исследования использовали образцы рельсовой стали Э76ХФ, свойства и элементный состав которой регламентируются ГОСТ Р 51685–2013 [14]. Деформацию одноосным сжатием образцов размерами $10 \times 5 \times 5$ мм осуществляли при комнатной температуре на испытательной машине Instron 3369 при скорости нагружения 1,2 мм/мин и автоматической записи нагрузки и размеров образца.

Структуру металла исследовали методами просвечивающей (метод тонких фольг) электронной дифракционной микроскопии (прибор JEOL JEM 2100F) [15–18]. Фольги готовили методом электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из центральной части столбика параллельно поверхности нагружения. Анализировали структурно-фазовое состояние стали, подвергнутой деформированию на 15, 30 и 50 %. Образцы стали Э76ХФ при испытании на сжатие не удалось довести до разрушения, поскольку они сплюснулись из-за того, что исследуемая сталь способна достаточно сильно деформироваться без разрушения.

Вторая часть экспериментов была выполнена на рельсах из той же стали после пропущенного тоннажа 1,77 млрд. тонн брутто в про-

цессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце РЖД (г. Щербинка). Анализ проводился на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности головки по центральной оси и радиусу скругления выкружки.

Скалярную плотность дислокаций в каждой структурной составляющей определяли по методике [18] и рассчитывали по формуле:

$$\rho_i = \frac{M}{t} \left(\frac{n_1}{l_1} + \frac{n_2}{l_2} \right), \quad (1)$$

где n_1 и n_2 – число пересечений дислокациями горизонтальных и вертикальных линий длиной l_1 и l_2 соответственно; M – увеличение микрофотографии; t – толщина фольги (200 нм).

Среднюю скалярную плотность дислокаций определяли по формуле [18]:

$$\rho = \sum_{i=1}^n \rho_i V_i, \quad (2)$$

где ρ_i , V_i – скалярная плотность дислокаций в i -м типе структурной составляющей и ее объемная доля.

Избыточную плотность дислокаций рассчитывали по градиенту разориентировки [19]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial \lambda}. \quad (3)$$

Здесь b – вектор Бюргерса; $\frac{\partial \varphi}{\partial \lambda} = \chi$ – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки, где $\partial \varphi$ – угол наклона фольги в колонне микроскопа, $\partial \lambda$ – смещение контура экстинкции.

Для оценки концентрации углерода в кристаллической решетке α -Fe применяли методы рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD-6000, Shimadzu).

Результаты исследования и их обсуждение

Ранее в работах [1, 2] было показано, что в структуре исходного состояния исследуемой стали по морфологическому признаку можно выделить следующие составляющие: зерна перлита пластинчатой морфологии, зерна феррито-карбидной смеси (зерна нерегулярного перлита) и зерна структурно свободного феррита (зерна феррита, в объеме которых нет частиц карбидной фазы). Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита.

Показано, что деформационное упрочнение исследуемой стали при пластической деформации одноосным сжатием приводит к разрушению перлита и сопровождается фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся по мере увеличения степени деформации и достигающей

при $\varepsilon = 50\%$ примерно 0,4 объема материала. Фрагменты, формирующиеся в пластинах феррита, разделены малоугловыми границами. Установлено, что средние размеры фрагментов пластин феррита при увеличении степени деформации уменьшаются от ~ 250 нм ($\varepsilon = 15\%$) до 200 нм ($\varepsilon = 50\%$).

Деформация сжатием (рис.1в) приводит к интенсивной фрагментации перлита (рис.1в, кр. 3), при этом пластинчатый перлит оказывается полностью разрушенным (рис.1в, кр. 1).

В рельсах (рис.1а-б) по мере приближения к поверхности ($X = 0$) пластинчатый перлит

разрушается медленнее, но сохраняется даже на поверхности, причем от поверхности головки по центральной оси (рис.1а, кр. 1) доля сохранившегося пластинчатого перлита практически в 2 раза больше, чем по радиусу скругления выкружки (рис.1б, кр. 1). Фрагментированный перлит формируется со значительно меньшей скоростью, чем при деформации, причем от поверхности головки по центральной оси (рис.1а, кр. 3) доля сформированного фрагментированного перлита составляет лишь $\sim 5\%$.

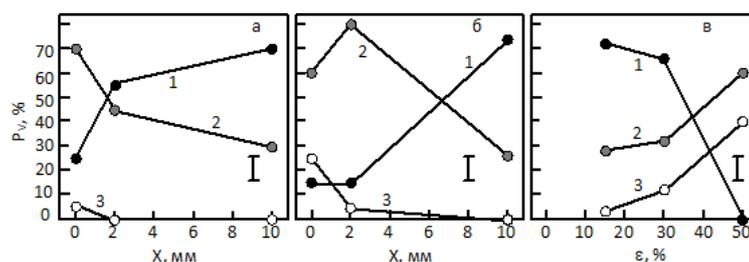


Рис.1. Влияние пропущенного тоннажа 1770 млн. т (а, б) и пластической деформации сжатием (в) на изменение объемных долей пластинчатого неразрушенного (1), разрушенного (2) и фрагментированного (3) перлита: а – от поверхности головки по центральной оси; б – по радиусу скругления выкружки

Fig.1. Influence of the passed tonnage of 1770 million tons (a, b) and plastic deformation by compression (c) on the change in the volume fractions of lamellar undestroyed (1), destroyed (2) and fragmented (3) perlite: а – from the surface of the head along the central axis ; б – along the radius of the rounding of the fillet

Выявлена фрагментация пластин цементита. Установлено, что размер фрагментов изменяется в пределах 15-20 нм и слабо зависит от степени деформации стали. Обнаружено разрушение пластин цементита, протекающее путем их растворения и разрезания подвижными дислокациями. Показано, что атомы углерода, перешедшие из кристаллической решетки цементита на дислокации, выносятся в межпластинчатое пространство и формируют частицы третичного цементита, размеры которых составляют 2-4 нм.

В рельсах разрушение цементита по мере приближения к поверхности происходит быстрее (особенно по радиусу скругления выкружки), чем при деформации.

Известно, что углерод в структуре стали может находиться в твердом растворе на основе α -железа (на позиции элементов внедрения), на дислокациях (в виде атмосфер Коттрелла и Максвелла), на межфазных (цементит- α -фаза) и внутрифазных (границы фрагментов) границах, в частицах карбидной фазы. Количество углерода в твердом растворе обычно оценивается по относительному изменению его параметра кристаллической решетки [20]. Оценку количества углерода в карбидных частицах (цементите) проводят исходя из химического состава и объемной доли частиц цементита в

стали [1, 2, 21]. Для оценки количества углерода, расположенного на дефектах, используют косвенные методы.

Если в исходном состоянии стали практически весь углерод находится в частицах цементита, то после эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы фрагментов, зерен и субзерен), а в поверхностном слое стали углерод обнаруживается и в кристаллической решетке α -железа.

Из рис.3 следует, что в результате разрушения цементита углерод уходит на дефекты (дислокации и границы фрагментов), а т.к. деформация сжатием приводит к более интенсивной фрагментации, то и углерода на дефектах при $\varepsilon = 50\%$ оказывается значительно больше, чем в рельсах.

Активная пластическая деформация сжатием сопровождается преобразованием дислокационной субструктуры стали. В структуре исходной стали дислокации были распределены квазиравномерно по объему пластинчатого феррита [1, 2]. Деформация стали приводит к формированию скоплений дислокаций вокруг частиц цементита [13]. Увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной плотности дислокаций, расположенных

в объеме фрагментов с $2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\varepsilon = 15\%$) до $0,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\varepsilon = 50\%$). Это может быть обусловлено уходом дислокаций в малоугловые границы, а также их аннигиляцией. Ранее по-

добное изменение дислокационной субструктуры в формирующихся при деформации фрагментах наблюдали в работах [22, 23].

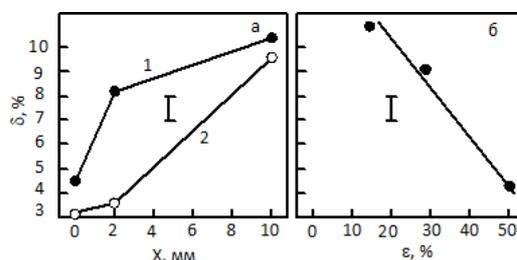


Рис.2. Влияние пропущенного тоннажа 1770 млн. т (а) и пластической деформации сжатием (б) на изменение объемной доля цементита. На (а) 1 – от поверхности головки по центральной оси; 2 – по радиусу скругления выкружки

Fig.2. Influence of the passed tonnage 1770 million tons (a) and plastic deformation by compression (b) on the change in the volume fraction of cementite. On (a) 1 – from the surface of the head along the central axis; 2 – along the fillet rounding radius

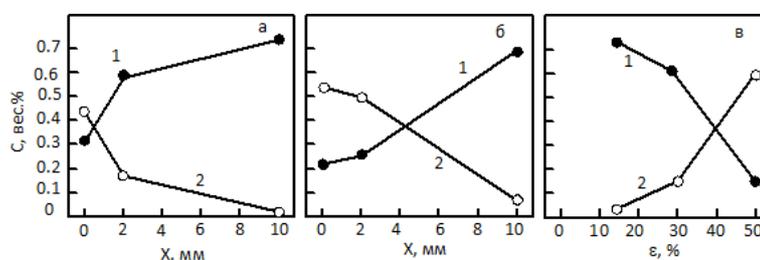


Рис.3. Влияние пропущенного тоннажа 1770 млн. т (а, б) и пластической деформации сжатием (в) на изменение объемной доли углерода, находящегося в частицах цементита (1) и на дефектах кристаллического строения (2): а – от поверхности головки по центральной оси; б – по радиусу скругления выкружки

Fig.3. Influence of the passed tonnage of 1770 million tons (a, b) and plastic deformation by compression (c) on the change in the volume fraction of carbon in cementite particles (1) and on defects in the crystalline structure (2): а – from the surface of the head along the central axes; б – along the radius of the rounding of the fillet

Анализ дефектной субструктуры деформированной стали методами просвечивающей электронной микроскопии выявил на электронно-микроскопических изображениях структуры стали изгибные экстинкционные контуры. Их наличие указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки данной области материала, а следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу и, соответственно, упрочняющие материал [1, 2]. Анализируя изгибные контуры экстинкции, можно установить источники внутренних полей напряжений, т.е. выявить концентраторы напряжений и оценить их относительную величину. В результате выполненных в настоящей работе исследований установлено, что источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зерен и колоний перлита, пластин цементита в зернах перлита, расположенные в объеме пластин феррита частицы второй фазы (цементита).

Значения скалярной ρ и избыточной ρ_{\pm} плотности дислокаций немонотонно убывают с

удалением от поверхности образца по радиусу скругления выкружки и по центральной оси симметрии головки (рис.4а-б). Независимо от места анализа средняя величина ρ всегда превышает среднюю величину ρ_{\pm} , что указывает на пластический характер изгиба-кручения кристаллической решетки α -матрицы стали. Величина ρ_{\pm} , измеренная в поверхностном слое вдоль центральной оси головки и вдоль радиуса скругления выкружки более, чем в 2 раза превышает эту характеристику дефектной субструктуры, выявленную в слое на глубине 10 мм. Это свидетельствует о кратном увеличении внутренних напряжений поверхностного слоя головки.

Пластическая деформация сжатием, как следует из рис.4, в, вначале приводит к слабому увеличению ρ и ρ_{\pm} , при этом оставаясь $\rho > \rho_{\pm}$, а затем к их снижению и при $\varepsilon = 50\%$ оказывается $\rho = \rho_{\pm}$. Это объясняется, во-первых, интенсивным развитием фрагментации и, во-вторых, уходом дислокаций из объема фрагментов на их границы.

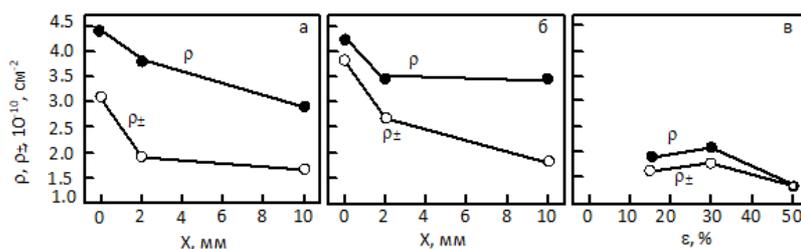


Рис.4. Влияние пропущенного тоннажа 1770 млн. т (а, б) и пластической деформации сжатием (в) на изменение средних значений скалярной ρ и избыточной ρ_{\pm} плотности дислокаций: а – от поверхности головки по центральной оси; б – по радиусу скругления выкружки

Fig.4. The influence of the passed tonnage of 1770 mln. tons (a, b) and plastic deformation by compression (c) on the change in the average values of scalar ρ and excess ρ_{\pm} dislocation density: a – from the top of the head along the central axis; b – along the radius of the fillet rounding

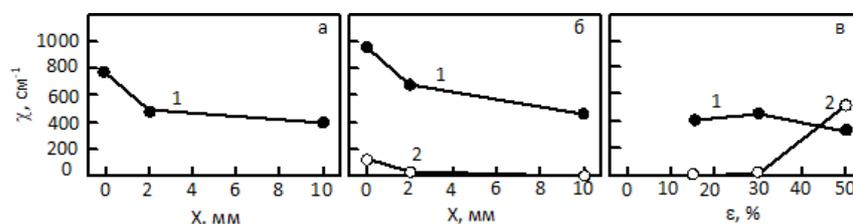


Рис.5. Влияние пропущенного тоннажа 1770 млн. т (а, б) и пластической деформации сжатием (в) на изменение амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки χ (1 – $\chi_{пл}$, 2 – $\chi_{упр}$): а – от поверхности головки по центральной оси; б – по радиусу скругления выкружки

Fig.5. The influence of the passed tonnage of 1770 million tons (a, b) and plastic deformation by compression (c) on the change in the amplitude of curvature-torsion of the crystal lattice χ (1 – χ_{pl} , 2 – χ_{el}): a – from the surface of the head along the central axis; б – along the radius of the fillet rounding)

Проведенные исследования показали, что в рельсах по мере приближения к поверхности головки по центральной оси (рис.5а) во всем материале изгиб-кручение кристаллической решетки χ носит чисто пластический характер, т.е. $\rho_{\pm} < \rho$. На расстоянии 10 мм от поверхности по радиусу скругления выкружки (рис.5б, кр. 1) изгиб-кручение кристаллической решетки χ также носит чисто пластический характер, т.е. также во всем объеме материала $\rho_{\pm} < \rho$. По мере приближения к поверхности образца (10 мм \rightarrow 2 мм \rightarrow 0) происходит интенсивное разрушение пластинчатого перлита, доля разрушенного перлита возрастает и начинает формироваться, хотя и слабо, фрагментированная субструктура (рис.5б, кр. 2). В этих участках структуры рассчитанное значение избыточной плотности дислокаций ρ_{\pm} оказывается больше скалярной плотности дислокаций ρ ($\rho_{\pm} > \rho$), и поэтому изгиб-кручение кристаллической решетки χ в материале носит упругопластический характер [19].

В деформированной сжатием стали интенсивная фрагментация приводит к тому, что размер фрагментов постепенно уменьшается. Дислокации «выметаются» на границы фрагментов, скалярная плотность дислокаций ρ

уменьшается, оставаясь $\rho > \rho_{\pm}$. Это означает, что дислокационная структура внутри фрагментов оказывается практически полностью поляризованной, т.е. большинство присутствующих во фрагментах дислокаций оказываются избыточными. При $\varepsilon = 50\%$ рассчитанное значение избыточной плотности дислокаций ρ_{\pm} в целом по материалу оказывается больше скалярной плотности дислокаций ρ ($\rho_{\pm} > \rho$). Поэтому амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки оказывается равной сумме пластической и упругой составляющей $\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}$ (рис.5в), причем, как видно из рисунка, при $\varepsilon = 50\%$ $\chi_{пл} < \chi_{упр}$.

Заключение

Используя методы просвечивающей электронной микроскопии выполнен сравнительный анализ эволюции фазового состава и тонкой субструктуры рельсов при длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1,77 млрд. тонн брутто) и деформации сжатием до степени 50%. Показано, что при обоих видах нагружения деформация сопровождается фрагментацией перлитных зерен. Отмечено, что при длительной эксплуатации формирование фрагментов идет с меньшей скоростью по сравнению со

сжатием. При анализе фрагментации пластин цементита отмечено его разрушение путем разрезания движущимися дислокациями и растворения. Проанализированы зависимости изменения объемной доли углерода в цементите и на дефектах кристаллического строения и указана определяющая роль деформации сжатием. Выявлены источники внутренних полей напряжений при обоих способах деформирования. Дано объяснение немонотонных зависимостей скалярной и избыточной плотности дислокаций от степени деформации и расстояния от поверхности катания по разным направлениям.

Список литературы

1. Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation. Millersville, PA, USA: Materials Research Forum LLC, 2021. 190 p.
2. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kormyshev V.E., Yuriev A.A., Semin A.P., Rubannikova Yu.A. Change in Structural-Phase States and Properties of Lengthy Rails during Extremely Long-Term Operation // *Progress in Physics of Metals*. 2020. V. 21, N 4. P. 527–553.
3. Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Полевой Е.В., Громов В.Е., Глезер А.М. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 1. Структура и свойства рельсовой стали перед эксплуатацией // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2019. № 4. С. 50–56.
4. Громов В.Е., Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Глезер А.М. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 2. Структура и свойства головки рельсов после пропущенного тоннажа 1411 млн. т // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2020. № 3. С. 53–61.
5. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Полевой Е.В., Рубанникова Ю.А., Кормышев В.Е. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 3. Структура и свойства рельсов после пропущенного тоннажа 1,77 млрд т // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2021. № 2. С. 81–87.
6. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Шлярова Ю.А., Полевой Е.В., Юрьев А.А. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 4. Формирование градиентов структурно-фазового состояния металла головки рельсов по центральной оси после пропущенного тоннажа 1770 млн. т брутто // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2021. № 3. С. 37–46.
7. Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Yuriev A.A., Semin A.P., Sundeev R.V. Structural phase states and properties of rails after long-term operation // *Mater. Lett.* 2020. V. 268, No. 127499.
8. Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.А., Полевой Е.В. Структура и свойства дифференцированно закаленных 100-х рельсов после экстремально длительной эксплуатации // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2019. Т. 16, № 4. С. 538–546.
9. Pan R., Ren R., Chen C., Zhao X. Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear // *Materials Characterization*. 2017. V. 132. P. 397–404.
10. Vinogradov A., Estrin Y. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. 2018. V. 95. P. 172–242.
11. Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nano-structure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion // *Acta Materialia*. 2003. V. 51, N 18. P. 5555–5570.
12. Yahyaoui H., Sidhom H., Braham C., Baczanski A. Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling // *Materials & Design*. 2014. V. 55. P. 888–897.
13. Порфирьев М.А., Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Громов В.Е., Шлярова Ю.А. Деформационное упрочнение рельсовой стали // *Деформация и разрушение материалов*. 2023. № 2. С. 20–26.
14. ГОСТ Р 51685–2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия. М.: ФГУП «Стандартинформ», 2013.
15. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016. 196 p.
16. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014. 717 p.
17. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.

18. Хирш П., Хови А., Николсон П., Пэшли Д., Уэлан М. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.

19. Попова Н.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никоненко Е.Л., Соловьева Ю.В., Никоненко А.В., Шлярова Ю.А. Внутренние напряжения в поликристаллических металлических материалах. Новокузнецк: Полиграфист, 2023. 144 с.

20. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.

21. Fasiska E.J., Wagenblat H. Dilatation of alpha-iron by carbon // Trans. Met. Soc. AIME. 1967. V. 239, N 11. P. 1818–1820.

22. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Скалярная плотность дислокаций во фрагментах с разными типами субструктур // Письма о материалах. 2011. Т. 1. С. 15–18.

23. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Влияние размера зерен и фрагментов на плотность дислокаций в металлических материалах // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2010. Т. 7, № 1. С. 64–70.

Информация об авторах

Н. А. Попова – кандидат технических наук, старший научный сотрудник Томского государственного архитектурно-строительного университета.

В. Е. Громов – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля Сибирского государственного индустриального университета.

М. А. Порфирьев – научный сотрудник управления научных исследований Сибирского государственного индустриального университета.

Р. Е. Крюков – доктор технических наук, доцент кафедры металлургии черных металлов Сибирского государственного индустриального университета.

Ю. Ф. Иванов – доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник Института Сильноточной электроники СО РАН.

В. В. Шляров – аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля, научный сотрудник лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений (ЭМиОИ) Сибирского государственного индустриального университета.

Е. Л. Никоненко – кандидат физико-математических наук, доцент Томского государственного архитектурно-строительного

университета; доцент Национального исследовательского Томского политехнического университета.

References

1. Yuriev, A. A., Ivanov, Yu. F., Gromov, V. E., Rubannikova, Yu. A., Starostenkov, M. D. & Tabakov, P. Ya. (2021). Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation. Millersville, PA, USA: Materials Research Forum LLC. P. 190.

2. Gromov, V. E., Ivanov, Yu. F., Kormyshev, V. E., Yuriev, A. A., Semin, A. P. & Rubannikova, Yu. A. (2020). Change in Structural-Phase States and Properties of Lengthy Rails during Extremely Long-Term Operation. *Progress in Physics of Metals*, 21(4), 527–553.

3. Kormyshev, V. E., Ivanov, Yu. F., Yuriev, A. A., Polevoy, E. V., Gromov, V. E. & Glezer, A. M. (2019). Evolution of structural-phase states and properties of differentially hardened 100-meter rails during extremely long-term service. Communication 1. The structure and properties of rail steel before operation. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*, 4, 50–56. (In Russ.).

4. Gromov, V. E., Kormyshev, V. E., Ivanov, Yu. F. & Glezer, A. M. (2020). Evolution of structural-phase states and properties of differentially quenched 100-m rails during extremely long-term operation. Communication 2. Structure and properties of rail heads after tonnage 1411 mln. tons. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*, 3, 53–61. (In Russ.).

5. Kuznetsov, R. V., Gromov, V. E., Polevoy, E. V., Rubannikova, Yu.A. & Kormyshev V.E. (2021). Evolution of structural-phase states and properties of differentially hardened 100-meter rails during extremely long-term operation. Message 3. Structure and properties of rails after the transported tonnage of 1.77 billion tons. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*, 2, 81–87. (In Russ.).

6. Kuznetsov, R.V., Gromov, V.E., Ivanov, Yu.F., Kormyshev V.E., Shliarova, Yu.A., Polevoy, E.V. & Yuriev, A.A. (2021). Evolution of structural-phase states and properties of differentially hardened 100-meter rails during extremely long-term operation. Message 4. Formation of gradients of the structural and phase state of the rail-head metal along the central axis after the transported tonnage of 1,770 billion tons. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*, 3, 37–46. (In Russ.).

7. Kormyshev, V.E., Gromov, V.E., Ivanov, Yu.F., Glezer, A.M., Yuriev, A.A., Semin, A.P. & Sundeev, R.V. (2020). Structural phase states and

- properties of rails after long-term operation. *Mater. Lett.* 268, 127499.
8. Kormyshev, V.E., Ivanov, Yu.F., Gromov, V.E., Yuriev, A.A. & Polevoy, E.V. (2019). Structure and properties of differentially quenched 100-m rails after extremely long-term operation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic problems of materials science (BPMS))*, 16(4), 538–546. (In Russ.).
9. Pan, R., Ren, R., Chen, C. & Zhao, X. (2017). Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear. *Materials Characterization*, 132, 397–404.
10. Vinogradov, A. & Estrin, Y. (2018). Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 95, 172–242.
11. Ivanisenko, Yu., Lojkowski, W., Valiev, R.Z. & Fecht, H.-J. (2003). The mechanism of formation of nano-structure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion. *Acta Materialia*. 51(18), 5555–5570.
12. Yahyaoui, H., Sidhom, H., Braham, C. & Baczmanski, A. (2014). Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling. *Materials & Design*, 55, 888–897.
13. Porfiriev, M.A., Ivanov, Yu.F., Popova, N.A., Gromov, V.E. & Shlyarova, Yu.A. (2023). Strain hardening of rail steel. *Deformation and destruction of materials*, 2, 20-26. (In Russ.).
14. GOST R 51685–2013. Railway rails. General specifications. M.: FSUE "Standartin-form", 2013.
15. Egerton, F.R. (2016). Physical Principles of Electron Microscopy. Basel: Springer International Publishing. P. 196.
16. Kumar, C.S.S.R. (2014). Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials. New York: Springer. P. 717
17. Carter, C.B. & Williams, D.B. (2016). Transmission Electron Microscopy. Berlin: Springer International Publishing. P. 518.
18. Hirsch, P., Hovey, A., Nicholson, P., Pashley, D. & Whelan, M. (1986). Electron microscopy of thin crystals. M.: Mir. P. 574.
19. Popova, N.A. Ivanov, Yu.F., Gromov, V.E., Nikonenko, E.L., Solovyova, Yu.V., Nikonenko, A.V. & Shliarova, Yu.A. (2023). Internal stresses in polycrystalline metallic materials. Novokuznetsk: Polygraphist. P. 144.
20. Kurdyumov, V.G., Utevsky, L.M. & Entin R.I. (1977). Transformations in iron and steel. Moscow: Nauka. P. 236. (In Russ.).
21. Fasiska, E.J. & Wagenblat, H. (1967). Dilatation of alpha-iron by carbon. *Trans. Met. Soc. AIME*, 239(11), 1818–1820.
22. Kozlov, Ed.V., Popova, N.A. & Koneva, N.A. (2011). Scalar dislocation density in fragments with different substructure types. *Letters on materials*, 1, 15–18.
23. Kozlov, Ed.V., Koneva, N.A. & Popova, N.A. (2010). Influence of the size of grains and fragments on the density of dislocations in metallic materials. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic problems of materials science (BPMS))*, 7(1), 64–70.

Information about the authors

N. A. Popova – PhD, Senior Researcher of the Laboratory of Nanomaterials and Nanotechnologies of the Tomsk State University of Architecture and Building.

V. E. Gromov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of Natural Sciences named after prof. V.M. Finkel, Siberian State Industrial University.

M. A. Porfiriev – Researcher, Department of Scientific Research, Siberian State Industrial University.

R. E. Kryukov – Doctor of Technical Sciences, associate Professor, Department of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University.

Yu. F. Ivanov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Institute of High Current Electronics SB RAS.

V. V. Shlyarov – Post-Graduate Student of the Department of Natural Sciences named after prof. V.M. Finkel, Researcher at the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing (EM&OP), Siberian State Industrial University.

E. L. Nikonenko – PhD in Physics and Mathematics, Associate Professor of the Tomsk State University of Architecture and Building; Associate Professor of the National Research Tomsk Polytechnic University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 08.04.2024; одобрена после рецензирования 17.05.2024; принята к публикации 27.05.2024.

The article was received by the editorial board on 08 Apr. 24; approved after reviewing 17 May 24; accepted for publication 27 May 24.