



УДК 669.539.382:669.17:625.1

DOI 10.17073/0368-0797-2025-6-572-580



Оригинальная статья

Original article

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ГОЛОВКИ ДЛИННОМЕРНЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Н. А. Попова^{1, 2}, В. Е. Громов¹✉, А. Б. Юрьев¹,
Е. Л. Никоненко², М. А. Порфирьев¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Томский государственный архитектурно-строительный университет (Россия, 634003, Томск, пл. Соляная, 2)

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Аннотация. Начиная с 2018 года на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» производятся рельсы категории ДТ400ИК повышенной износостойкости и циклической трещиностойкости для тяжеловесного движения и сложных участков пути с крутыми кривыми радиусом менее 650 м. Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии изучены структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура на разных расстояниях (0, 2, 10 мм) от поверхности контакта «колесо – рельс» вдоль центральной оси симметрии головки рельса («поверхность катания») и по радиусу скругления головки рельса («выкружка») дифференцированно закаленных длинномерных рельсов категории ДТ400ИК из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации на экспериментальном кольце РЖД (пропущенный тоннаж 187 млн т). На основании полученных параметров структуры выполнены количественные оценки дислокационной субструктуры и основных механизмов упрочнения (упрочнение перлитной составляющей, некогерентными частицами цементита, границами зерен и субграницами, дислокационной субструктурой и внутренними полями напряжений), в различных морфологических составляющих и в целом по материалу, формирующих аддитивный предел текучести в исследуемой стали. Проведено сравнение количественных параметров тонкой структуры и вкладов в упрочнение на «поверхности катания» и «выкружке». Вблизи контакта «колесо – рельс» на поверхности катания преобладающей морфологической составляющей является субзеренная структура, в выкружке – феррито-карбидная смесь (полностью разрушенный перлит). Прочность металла головки рельсов зависит от расстояния до поверхности контакта «колесо – рельс». Основным механизмом упрочнения на поверхности катания является упрочнение полями внутренних напряжений, в выкружке – упрочнение некогерентными частицами.

Ключевые слова: рельсы, выкружка, поверхность катания, электронная микроскопия, заэвтектоидная сталь, фазовый состав, параметры тонкой структуры, механизмы упрочнения

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003). Авторы выражают благодарность Е.В. Полевому за предоставленные образцы и И.Ю. Литовченко за помощь в проведении ПЭМ-исследований.

Для цитирования: Попова Н.А., Громов В.Е., Юрьев А.Б., Никоненко Е.Л., Порфирьев М.А. Упрочнение поверхностных слоев головки длинномерных рельсов при длительной эксплуатации. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2025;68(6):572–580.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-572-580>

HARDENING OF SURFACE LAYERS OF LONG RAIL HEAD DURING LONG-TERM OPERATION

N. A. Popova^{1, 2}, V. E. Gromov¹✉, A. B. Yur'ev¹,
E. L. Nikonenko², M. A. Porfir'ev¹

¹ Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

² Tomsk State University of Architecture and Building (2 Solyanaya Sqr., Tomsk 634003, Russian Federation)

✉ gromov@physics.sibsiu.ru

Abstract. Starting in 2018, JSC EVRAZ United West Siberian Metallurgical Plant (EVRAZ ZSMK) produced rails of the DT400IK category with increased wear resistance and cyclic crack resistance for heavy traffic and difficult sections of track with steep curves with a radius of less than 650 m. The method of transmission diffraction electron microscopy was used to study the structural and phase states and defect substructure at different

distances (0, 2, 10 mm) from the “wheel – rail” contact surface along the central axis of symmetry of the rail head (tread surface) and along the radius of rounding of the rail head (fillet) of differentially hardened long rails of the DT400IK category made of hypereutectoid steel after long-term operation on the experimental ring of Russian Railways (passed tonnage of 187 million tons). Based on the obtained structure parameters, the quantitative estimates were made of the dislocation substructure and main strengthening mechanisms (strengthening of the pearlite component, incoherent cementite particles, grain boundaries and subboundaries, dislocation substructure and internal stress fields) in various morphological components and in the material as a whole, forming the additive yield strength in the studied steel. A comparison of the quantitative parameters of the fine structure and contributions to strengthening on the tread surface and fillet was carried out. It was established that near the “wheel – rail” contact on the tread surface the prevailing morphological component is the subgrain structure, in the fillet – a ferrite-carbide mixture (completely destroyed pearlite). Strength of the rail head metal depends on the distance to the “wheel – rail” contact surface. It is shown that the main strengthening mechanisms on the tread surface are strengthening by internal stress fields, in the fillet – strengthening by incoherent particles.

Keywords: rails, fillet, tread surface, electron microscopy, hypereutectoid steel, phase composition, fine structure parameters, strengthening mechanisms

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (topic No. FEMN-2023-0003). The authors express their gratitude to E.V. Polevoi for the samples provided, and I.Yu. Litovchenko for assistance in conducting TEM studies.

For citation: Popova N.A., Gromov V.E., Yur'ev A.B., Nikonenko E.L., Porfir'ev M.A. Hardening of surface layers of long rail heads during long-term operation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2025;68(6):572–580. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2025-6-572-580>

ВВЕДЕНИЕ

Согласно данным РЖД основными причинами выхода рельсов из строя и их изъятия являются контактно-усталостные повреждения и поверхностный износ. Эти дефекты существенно снижают срок службы рельсов и влияют на безопасность движения [1]. В последнее время наблюдается явно выраженный рост нагрузок на ось и повышение скоростей железнодорожного транспорта, что делает актуальной проблему создания рельсов с высокими эксплуатационными свойствами [2 – 5]. В процессе эксплуатации в поверхностных слоях рельсов наблюдаются значительные структурно-фазовые изменения [5 – 7], отмечаются высокие значения микротвердости, обезуглероживание [8 – 10], протекают релаксационные, рекристаллизационные и т. п. процессы, сопровождающиеся ухудшением механических свойств [11 – 13].

Повышение содержания углерода более 0,8 мас. % в рельсах приводит к снижению межпластинчатого расстояния, обеспечивает в поверхностных слоях субзернистую структуру с высоким содержанием малоугловых границ [14 – 17], что позволяет рассматривать такой подход как одно из перспективных направлений борьбы с контактной усталостью [18 – 21].

С 2018 г. в России на АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») производятся длинномерные дифференцированно закаленные рельсы специального назначения повышенных износостойкости и контактной выносливости категории ДТ400ИК из заэвтектоидной стали для эксплуатации со скоростями движения до 200 км/ч на прямых и кривых участках железнодорожного пути без ограничений грузонапряженности [22 – 24].

В научной литературе практически отсутствуют публикации, в которых рассматриваются рельсы из заэвтектоидной стали, авторы фиксируют лишь качественные изменения [25 – 30]. Известно, что для рельсов с содержанием углерода менее 0,8 мас. % при длитель-

ной эксплуатации эволюция содержания различных морфологических типов структуры, параметров тонкой структуры и содержания цементита происходят более интенсивно на поверхности выкружки, чем по поверхности катания [31; 32].

Целью настоящей работы является сравнительная оценка количественных параметров тонкой структуры и механизмов деформационного упрочнения поверхностных слоев головки рельсов («поверхности катания» и «выкружки») из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж – 187 млн т брутто).

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Изучение внутренней структуры и фазового состава проведено на образцах дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ400ИК из стали марки Э90ХАФ производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» после пропущенного тоннажа 187 млн т брутто на экспериментальном кольце РЖД (г. Щербинка). Химический состав рельсовой стали Э90ХАФ, согласно ГОСТ 5185 – 2013 и ТУ 24.10.75111-298-057576.2017, мас. %: 0,92 C; 0,4 Si; 1,0 Mn; 0,3 Cr; 0,14 V; основа – Fe.

Для исследования из рельсов были вырезаны две партии образцов *A* и *B* (рис. 1). Первая партия образцов *A* сгруппирована вдоль центральной оси симметрии головки рельса («поверхность катания») (рис. 1). Вторая партия образцов *B* вырезана по радиусу скругления головки рельса («выкружка») (рис. 1). Образцы этих двух партий методом электроискровой резки были получены на одинаковых расстояниях от поверхности контакта «колесо – рельс», а именно, 0 (верхний слой контактной поверхности), 2 и 10 мм от поверхности. Исследования выполнены методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах с применением электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония) при рабочих увеличениях в колонне микроскопа от 15 000 до 500 000 крат.

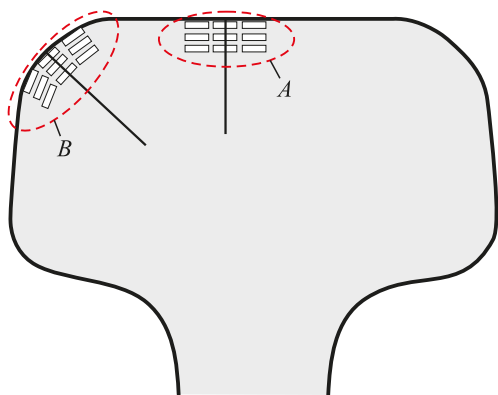


Рис. 1. Схема подготовки фольг при исследовании методом электронной дифракционной микроскопии на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности по центральной оси (А) и радиусу скругления выкружки (В)

Fig. 1. Scheme of foil preparation during examination by electron diffraction microscopy at distances of 0, 2, 10 mm from the surface along the central axis (A) and the radius of rounding of the fillet (B)

Для каждого образца была проведена классификация морфологических признаков структуры, определен фазовый состав и рассчитаны параметры тонкой структуры (объемные доли морфологических составляющих); установлены места локализации карбидной фазы (цементита) и в каждом конкретном месте определена форма частиц и рассчитаны их размеры, расстояния между частицами и их объемная доля; скалярная ρ и избыточная $\rho_{\pm}$ плотность дислокаций и амплитуды внутренних напряжений (σ_d – напряжения сдвига или «леса» дислокаций, создаваемые дислокационной структурой; σ_d – дальнедействующие (или локальные) напряжения, возникающие в тех местах материала, где присутствует избыточная плотность дислокаций). Все количественные параметры тонкой структуры определены в каждой морфологической составляющей и в целом по материалу и статистически обработаны. Методика определения количественных параметров подробно изложена в работах [33; 34]. На основании полученных параметров, согласно данным работ [33; 35; 36], для каждой партии образцов выполнена оценка основных механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в исследуемой стали.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Ранее проведенные исследования [33; 34; 36] показали, что на расстоянии 10 мм от поверхности контакта «колесо – рельс» по центральной оси симметрии («поверхность катания») структура стали после длительной эксплуатации представлена различным по морфологии перлитом (пластинчатым идеальным, состоящим из практически параллельных пластин α -фазы и цементита; частично разрушенным, или дефектным, в котором пластины цементита изогнуты, частично

разрушены; глобулярным), суммарная объемная доля которого составила 80 %, а также фрагментированным пластинчатым перлитом (20 %), в котором наблюдается образование дислокационных стенок поперек направления пластин α -фазы (средний размер фрагментов – 90×420 нм). Изображения этих морфологических составляющих представлены в работах [33; 34; 36].

По мере приближения к поверхности контакта «колесо – рельс» происходит разрушение перлита, совершенствование фрагментированной структуры, размер фрагментов уменьшается, формируется и быстро развивается субзеренная структура (рис. 2, а), состоящая практически из бездислокационных субзерен, средний размер которых на поверхности контакта составляет 80 нм, а объемная доля – 90 %.

Одновременно эксплуатация приводит к разрушению и перераспределению частиц цементита, к некоторому увеличению, а когда начинает интенсивно раз-

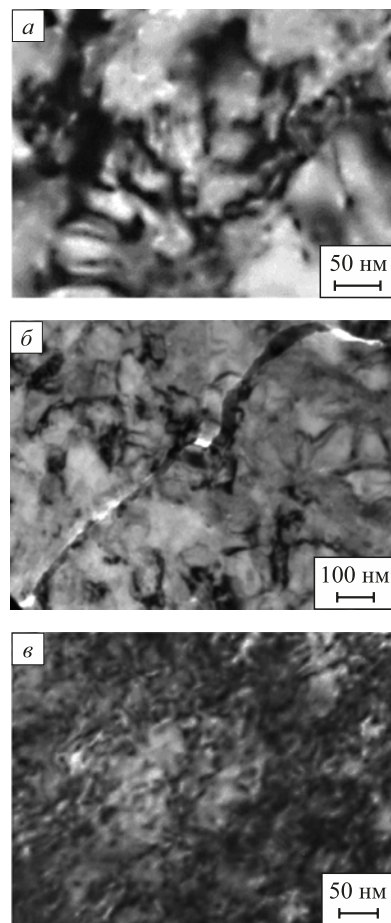


Рис. 2. ПЭМ-изображения субзеренной структуры (а) и микротрещины в субзеренной структуре (б) на «поверхности катания» и феррито-карбидной смеси (в) в «выкружке» в стали Э90ХАФ после длительной эксплуатации (поверхность контакта «колесо – рельс»)

Fig. 2. TEM images of the subgrain structure (a) and microcracks in the subgrain structure (b) on the tread surface and ferrite-carbide mixture (c) in the fillet in E90KhAF steel after long-term operation (wheel – rail contact surface)

виваться бездислокационная субзеренная структура, уменьшению скалярной и избыточной плотности дислокаций. Фрагментация пластинчатого перлита и развитие субзеренной структуры привели к упругому искажению кристаллической решетки α -фазы. В результате амплитуда внутренних локальных (дальнодействующих) напряжений σ_d , возникающих там, где присутствует избыточная плотность дислокаций, оказывается в 4,5 раза больше внутренних напряжений сдвига σ_d ,

определяемых дислокационной структурой, и при этом упругая составляющая внутренних дальнодействующих напряжений на поверхности контакта оказывается больше пластической более чем на порядок. Именно это и является причиной появления микротрещин в субзеренной структуре (рис. 2, б). Изменения средних количественных параметров тонкой структуры по мере приближения к поверхности контакта «колесо – рельс» приведены на рис. 3, а – з.

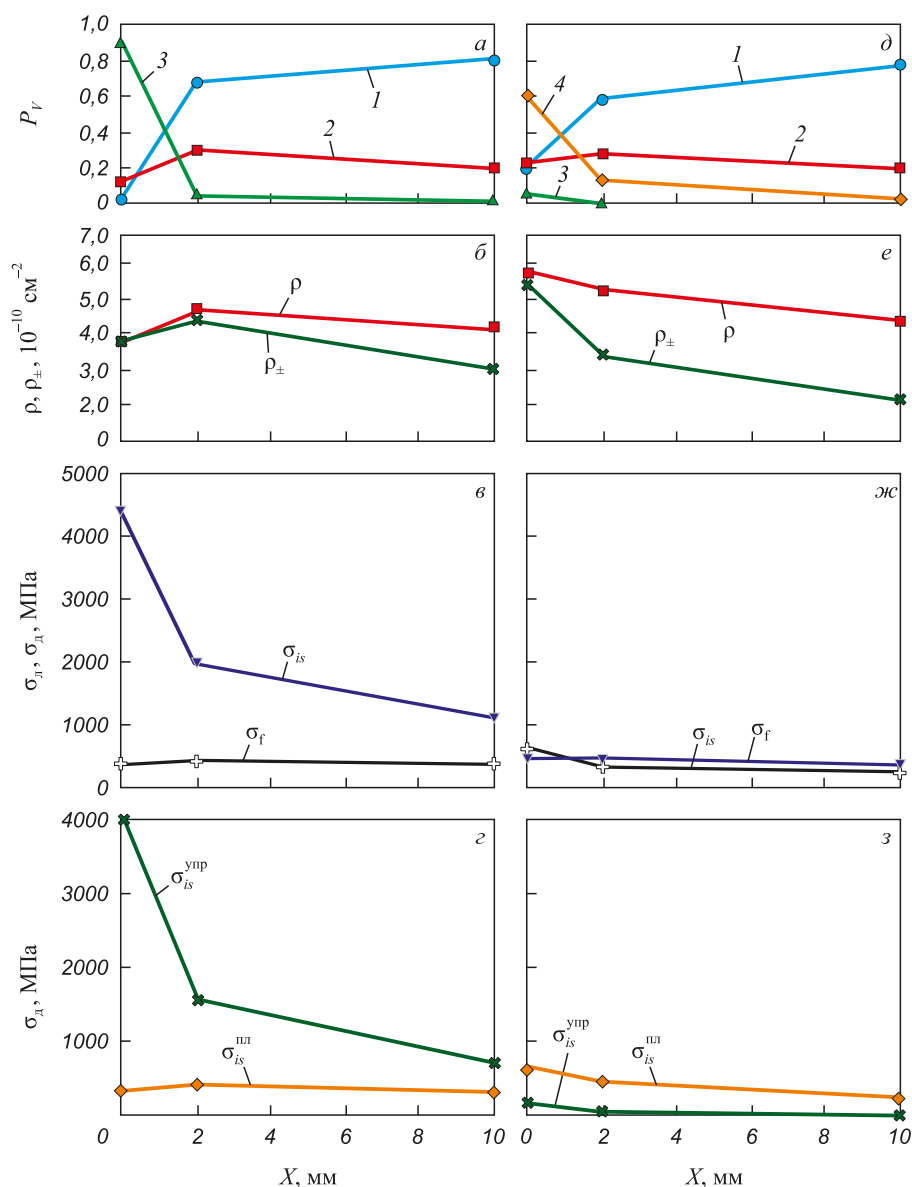


Рис. 3. Зависимости количественных параметров тонкой структуры от расстояния до поверхности контакта «колесо – рельс» на «поверхности катания» (а – з) и «выкружке» (д – з):

а, д – объемные доли морфологических составляющих P_v (1 – перлит разной морфологии; 2 – фрагментированный пластинчатый перлит; 3 – субзеренная структура; 4 – феррито-карбидная смесь); б, е – скалярная ρ и избыточная $\rho_{\pm}$ плотность дислокаций; в, ж – амплитуды внутренних напряжений (сдвига σ_f и дальнодействующих σ_{is}); з, з – составляющие дальнодействующих напряжений (упругой $\sigma_{is}^{упр}$ и пластической $\sigma_{is}^{пл}$)

Fig. 3. Dependences of quantitative parameters of fine structure on the distance to wheel – rail contact surface on the tread surface (а – з) and fillet (д – з):

а, д – volume fractions of morphological components P_v (1 – pearlite of different morphology; 2 – fragmented lamellar pearlite; 3 – subgrain structure; 4 – ferrite-carbide mixture); б, е – scalar ρ and excess $\rho_{\pm}$ dislocation density; в, ж – amplitudes of internal stresses (shear σ_f and long-range σ_{is}); з, з – components of long-range stresses (elastic $\sigma_{is}^{упр}$ and plastic $\sigma_{is}^{пл}$)

В отличие от центральной оси симметрии («поверхности катания») в структуре стали по радиусу скругления головки рельса («выкружке») на такой же глубине от поверхности контакта (10 мм) наряду с различным по морфологии перлитом и фрагментированным пластинчатым перлитом, объемные доли которых практически такие же, как и на «поверхности катания» (78 и 20 % соответственно), в небольшом количестве (~2 %) присутствует еще одна морфологическая составляющая, а именно, феррито-карбидная смесь – участки структуры с полностью разрушенными колониями перлита (рис. 2, в), в которых по данным дифракционного анализа [33] присутствуют мелкие частицы цементита игольчатой формы, средний размер которых составляет 10×25 нм, а также наблюдается высокая скалярная плотность дислокаций. По мере приближения к поверхности контакта «колесо – рельс», как и на «поверхности катания», происходят интенсивное разрушение перлита, совершенствование фрагментированной структуры, размер фрагментов уменьшается, а феррито-карбидная смесь занимает все больший объем материала. На поверхности контакта объемная доля феррито-карбидной смеси составляет 60 %, и при этом перлит (пластинчатый идеальный, разрушенный и глобулярный) в структуре продолжает присутствовать, в небольшом количестве (~2 %) появляется субзеренная структура. Изменения объемных долей морфологических составляющих в структуре «выкружки» по мере приближения к поверхности контакта представлены на рис. 3, д.

Дислокационная структура во всех морфологических составляющих, как и на «поверхности катания», представлена либо хаотически расположенными дислокациями, либо дислокационными сетками. Скалярная плотность дислокаций ρ во всех морфологических составляющих по мере приближения к поверхности контакта «колесо – рельс» увеличивается. Установлено, что наибольшей величиной ρ обладает феррито-карбидная смесь (полностью разрушенная структура), наименьшей – субзеренная структура. Но так как на поверхности контакта объемная доля феррито-карбидной смеси составляет 60 % объема материала, а субзеренной структуры – лишь 2 %, то средняя по материалу величина скалярной плотности дислокаций полностью определяется величиной ρ в феррито-карбидной смеси и поэтому, в отличие от «поверхности катания», средняя по материалу ρ по мере приближения к поверхности контакта увеличивается (рис. 3, е). Увеличивается и кривизна-кручение кристаллической решетки α -фазы и, соответственно, избыточная плотность дислокаций (причем даже с большей скоростью) и быстро приближается к величине ρ (рис. 3, е). Это объясняется тем, что в феррито-карбидной смеси, фрагментированном пластинчатом перлите и субзеренной структуре появляется упругая составляющая в изгибе-кручении кристаллической решетки, и амплитуда действующих

напряжений σ_{is} начинает превышать напряжение сдвига σ_f (рис. 3, з), причем упругая составляющая σ_{is} превышает пластическую как на «поверхности катания».

По полученным количественным параметрам тонкой структуры был выполнен анализ и проведено сравнение основных механизмов упрочнения заэвтектоидной рельсовой стали на различных расстояниях от поверхности после длительной эксплуатации вдоль центральной оси симметрии головки рельса («поверхности катания») и по радиусу скругления головки рельса («выкружке»): вклады, обусловленные упрочнением за счет перлита $\Delta\sigma_{перл}$ (барьерное торможение в перлитных колониях); некогерентными частицами цементита $\Delta\sigma_{ор}$ (упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована); границами зерен и субграницами $\Delta\sigma_{сг}$ (субструктурное упрочнение – упрочнение, обусловленное внутрифазными границами); дислокационной субструктурой $\Delta\sigma_{дл}$ (упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации, т. е. внутреннее напряжение сдвига) и внутренними полями напряжений $\Delta\sigma_{д}$ (упрочнение дальнедействующими полями напряжений). Количественная оценка этих вкладов упрочнения осуществлялась по формулам, приведенным в работах [33 – 36]. Полученные результаты представлены на рис. 4.

Выполненный анализ показал, что независимо от направления исследований прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности контакта «колесо – рельс» (рис. 3). А именно, по мере приближения к поверхности контакта все основные прочностные характеристики материала рельса увеличиваются, причем наибольшему упрочнению подвергается приповерхностный слой толщиной не более 2 мм. При большем удалении от поверхности прочностные свойства стали остаются практически на уровне прочностных свойств стали в исходном состоянии. Основными механизмами упрочнения металла вдоль «поверхности катания» являются упрочнение внутренними дальнедействующими (локальными) напряжениями (причем в основном упругого характера), субструктурное упрочнение и упрочнение некогерентными частицами. Это связано с тем, что на поверхности контакта субзеренная структура занимает практически весь объем материала (90 %). Субзерна обладают нанометровым диапазоном (80 нм). Это приводит к высокой плотности субграниц и стыков (в большей степени тройных), являющихся источниками изгибных экстинкционных контуров (в основном упругих), что, в свою очередь, приводит к высоким значениям внутренних дальнедействующих напряжений, упругая составляющая которых более чем на порядок выше пластической.

На контактной поверхности «выкружки» основным механизмом упрочнения является упрочнение некогерентными частицами, а также механизмы, обусловлен-

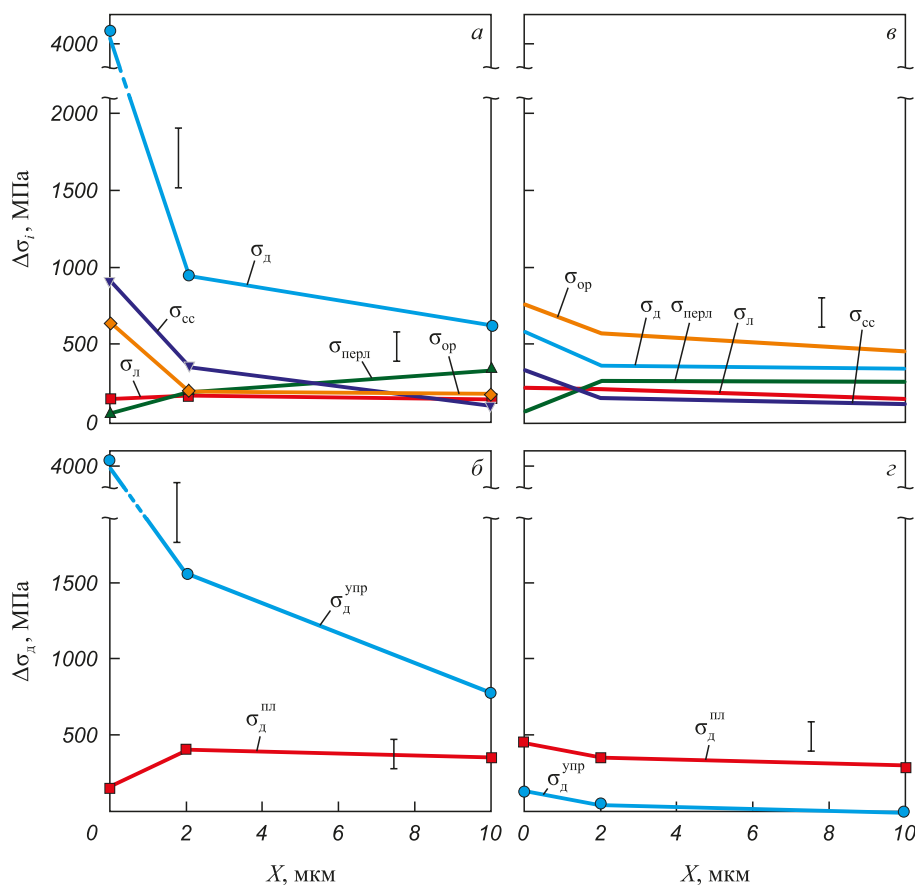


Рис. 4. Вклады основных механизмов упрочнения $\Delta\sigma_i$ в предел текучести стали Э90ХАФ на различных расстояниях от поверхности контакта «колесо – рельс» на «поверхности катания» (а) и «выкружке» (б) и вклады пластической $\Delta\sigma_{пл}$ и упругой $\Delta\sigma_{упр}$ составляющих внутренних дальнодействующих напряжений $\Delta\sigma_d$ на «поверхности катания» (б) и «выкружке» (г)

Fig. 4. Contributions of the main strengthening mechanisms $\Delta\sigma_i$ to yield strength of E90KhAF steel at different distances from the wheel – rail contact surface on the tread surface (a) and fillet (б) and contributions of the plastic $\Delta\sigma_{пл}$ and elastic $\Delta\sigma_{упр}$ components of the internal long-range stresses $\Delta\sigma_d$ on the tread surface (б) and fillet (г)

ные внутренними дальнодействующими (локальными) напряжениями, внутренними напряжениями сдвига («лес» дислокаций). Это объясняется тем, что основными морфологическими составляющими, формирующими упрочнение, являются феррито-карбидная смесь с низкой плотностью границ, занимающая 60 % объема материала, и фрагментированный пластинчатый перлит, объемная доля которого составляет 20 %. Возникшая на поверхности контакта субзеренная структура, формирующая большое число стыков зерен, приводит к росту источников экстинкционных контуров и, соответственно, росту $\Delta\sigma_d$. Но поскольку объемная доля субзеренной структуры мала (2 %), то ее вклад в упрочнение поверхности контакта «колесо – рельс» выкружки небольшой.

Выводы

Выполнен количественный анализ тонкой структуры и механизмов упрочнения заэвтектоидной рельсовой стали в различных морфологических составляющих и в целом по материалу на различных расстояниях

от поверхности контакта «колесо – рельс» вдоль центральной оси симметрии головки рельса («поверхность катания») и по радиусу скругления головки рельса («выкружка») после пропущенного тоннажа 187 млн т брутто.

Установлено принципиальное отличие микроструктуры металла в зависимости от расположения градиентной структуры слоев стали в рельсе на «поверхности катания» или «выкружке»: вблизи контакта «колесо – рельс» на «поверхности катания» преобладающей морфологической составляющей является субзеренная структура, в «выкружке» – феррито-карбидная смесь. В результате эти данные позволили выявить разные механизмы упрочнения: на «поверхности катания» – упрочнение полями внутренних напряжений, в «выкружке» – упрочнение некогерентными частицами.

Независимо от направления исследований прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности контакта «колесо – рельс». Наибольшему упрочнению подвергается приповерхностный слой толщиной не более 2 мм. При большем удалении от

поверхности прочностные свойства стали остаются практически на уровне прочностных свойств стали в исходном состоянии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Шур Е.А. Повреждения рельсов. Москва: Интекст; 2012:192.
2. Steenbergen M. Rolling contact fatigue: Spalling versus transverse fracture of rails. *Wear*. 2017;380-381:96–105. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.03.003>
3. Skrypnik R., Ekh M., Nielsen J.C.O., Palsson B.A. Prediction of plastic deformation and wear in railway crossings – Comparing the performance of two rail steel grades. *Wear*. 2019;428-429:302–314. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.019>
4. Miranda R.S., Rezende A.B., Fonseca S.T., Fernandes F.M., Sinatora A., Mei P.R. Fatigue and wear behavior of pearlitic and bainitic microstructures with the same chemical composition and hardness using twin-disc tests. *Wear*. 2022; 494-495:204253. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204253>
5. Pereira H.B., Alves L.H.D., Rezende A.B., Mei P.R., Goldenstein H. Influence of the microstructure on the rolling contact fatigue of rail steel: Spheroidized pearlite and fully pearlitic microstructure analysis. *Wear*. 2022;498-499:204299. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204299>
6. Lojkowski W., Djahanbakhsh M., Bürkle G., Gierlotka S., Zielinski W., Fecht H.-J. Nanostructure formation on the surface of railway tracks. *Materials Science and Engineering: A*. 2001;303(1-2):197–208. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01947-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01947-X)
7. Ivanisenko Yu., Fecht H.-J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels: Effect of high strain rate deformation. *Steel Tech*. 2008;3(1):19–23.
8. Takahashi J., Kawakami K., Ueda M. Atom probe tomography analysis of the white etching layer in a rail track surface. *Acta Materialia*. 2010;58(10):3602–3612. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.030>
9. Dylewski B., Bouvier S., Risbet M. Multiscale characterization of head check initiation on rails under rolling contact fatigue: Mechanical and microstructure analysis. *Wear*. 2016;366-367:383–391. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.06.019>
10. Dylewski B., Risbet M., Bouvier S. The tridimensional gradient of microstructure in worn rails – Experimental characterization of plastic deformation accumulated by RCF. *Wear*. 2017;392-393:50–59. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.09.001>
11. Chen H., Ji Y., Zhang C., Liu W., Chen H., Yang Z., Chen L.-Q., Chen L. Understanding cementite dissolution in pearlitic steels subjected to rolling-sliding contact loading: A combined experimental and theoretical study. *Acta Materialia*. 2017;141:193–205. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.017>
12. Ma L., Guo J., Liu Q.Y., Wang W.J. Fatigue crack growth and damage characteristics of high-speed rail at low ambient temperature. *Engineering Failure Analysis*. 2017;82: 802–815. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2017.07.026>
13. Al-Juboori A., Zhu H., Li H., McLeod J., Pannila S., Barnes J. Microstructural investigation on a rail fracture failure associated with squat defects. *Engineering Failure Analysis*. 2023;151:107411. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107411>
14. Дементьев В.П., Корнева Л.В., Серпианов А.И., Черняк С.С., Поздеев В.Н., Тужилина Л.В., Фалько Н.В. Рельсы повышенной эксплуатационной стойкости для Сибири. *Современные технологии. Системный анализ. Моделирование*. 2008;(2(18)):102–104.
Dement'ev V.P., Korneva L.V., Serpiyanov A.I., Chernyak S.S., Pozdeev V.N., Tuzhilina L.V., Fal'ko N.V. High-performance rails for Siberia. *Sovremennye tekhnologii. Sistemyi analiz. Modelirovanie*. 2008;(2(18)):102–104. (In Russ.).
15. Прохаска С., Йорг А. Совершенствование рельсовых сталей. *Железные дороги мира*. 2016;(1):74–76.
Prohaska S., Jorg A. Improvement of rail steels. *Zheleznye dorogi mira*. 2016;(1):74–76. (In Russ.).
16. Добужская А.Б., Галицын Г.А., Юнин Г.Н., Полевой Е.В., Юнусов А.М. Исследование влияния химического состава, микроструктуры и механических свойств на износостойкость рельсовой стали. *Сталь*. 2020;(12):52–55.
Dobuzhskaya A.B., Galitsyn G.A., Yunin G.N., Polevoi E.V., Yunusov A.M. Effect of chemical composition, microstructure and mechanical properties on the wear resistance of rail steel. *Steel in Translation*. 2020;50(12):906–910. <https://doi.org/10.3103/S0967091220120037>
17. Wen J., Marteau J., Bouvier S., Risbet M., Cristofari F., Secorde P. Comparison of microstructure changes induced in two pearlitic rail steels subjected to a full-scale wheel/rail contact rig test. *Wear*. 2020;456-457:203354. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203354>
18. Hu Y., Guo L.C., Maiorino M., Liu J.P., Ding H.H., Lewis R., Meli E., Rindi A., Liu Q.Y., Wang W.J. Comparison of wear and rolling contact fatigue behaviours of bainitic and pearlitic rails under various rolling-sliding conditions. *Wear*. 2020;460-461:203455. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203455>
19. Hu Y., Zhou L., Ding H.H., Lewis R., Liu Q.Y., Guo J., Wang W.J. Microstructure evolution of railway pearlitic wheel steels under rolling-sliding contact loading. *Tribology International*. 2021;154:106685. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106685>
20. Zhou L., Bai W., Han Z., Wang W., Hu Yu., Ding H., Lewis R., Meli E., Liu Q., Guo J. Comparison of the damage and microstructure evolution of eutectoid and hypereutectoid rail steels under a rolling-sliding contact. *Wear*. 2022;492-493:204233. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204233>
21. Bai W., Zhou L., Wang P., Hu Y., Wang W., Ding H., Han Z., Xu X., Zhu M. Damage behavior of heavy-haul rail steels used from the mild conditions to harsh conditions. *Wear*. 2022;496-497:204290. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204290>
22. Черняк С.С., Бройдо В.Л., Тужилина Л.В. Разработка состава и технологии изготовления износостойких рельсов из заэвтектоидной стали. *Современные технологии. Системный анализ. Моделирование*. 2017;56(4):197–206. [https://doi.org/10.26731/1813-9108.2017.4\(56\).197-206](https://doi.org/10.26731/1813-9108.2017.4(56).197-206)
Chernyak S.S., Broido V.L., Tuzhilina L.V. The development of the composition and manufacturing technology of the wear resistant rails made of hypereutectoid steel. *Modern technologies. System analysis. Modeling*. 2017;

- 56(4):197–206. (In Russ.).
[https://doi.org/10.26731/1813-9108.2017.4\(56\).197-206](https://doi.org/10.26731/1813-9108.2017.4(56).197-206)
23. Кормышев В.Е., Юрьев А.А., Рубанникова Ю.А., Аксёнова К.В. Распределение структурно-фазовых состояний по сечению головки рельсов при длительной эксплуатации. *Вестник СибГИУ*. 2020;(4(34)):20–24.
 Kormyshev V.E., Yuriev A.A., Rubannikova Yu.A., Aksёnova K.V. Distribution of structure-phase states along the rail head cross-section during their long-term performance. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2020;(4): 20–24. (In Russ.).
 24. Луковников Д.Н. Производство стометровых рельсов. *Современные инновации*. 2021;(2(40)):13–15.
 Lukovnikov D.N. Production of hundred-meter rails. *Sovremennye innovatsii*. 2021;(2(40)):13–15. (In Russ.).
 25. Alwahdi F.A.M., Kapoor A., Franklin F.J. Subsurface microstructural analysis and mechanical properties of pearlitic rail steels in service. *Wear*. 2013;302(1-2):1453–1460.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.058>
 26. Wang W.J., Lewis R., Yang B., Guo L.C., Liu Q.Y., Zhu M.H. Wear and damage transitions of wheel and rail materials under various contact conditions. *Wear*. 2016;362-363: 146–152. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.05.021>
 27. Pan R., Ren R., Zhao X., Chen C. Influence of microstructure evolution during the sliding wear of CL65 steel. *Wear*. 2018;400-401:169–176.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.01.005>
 28. Pan R., Chen Yu., Lan H., Shiju E., Ren R. Investigation into the microstructure evolution and damage on rail at curved tracks. *Wear*. 2022;504-505:204420.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204420>
 29. Nguyen B.H., Al-Juboori A., Zhu H., Zhu Q., Li H., Tieu K. Formation mechanism and evolution of white etching layers on different rail grades. *International Journal of Fatigue*. 2022;163:107100.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107100>
 30. Mojumder S., Mishra K., Singh K., Qiu C., Mutton P., Singh A. Effect of track curvature on the microstructure evolution and cracking in the longitudinal section of lower gauge corner flow lips formed in rails. *Engineering Failure Analysis*. 2022;135:106177.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106117>
 31. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. Microstructure of Quenched Rails. Cambridge: ISP Ltd.; 2016:157.
 32. 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 РАН. Физика. Технические науки*. 2022;503(1):69–72.
<https://doi.org/10.31857/S2686740022020079>
 Grigorovich K.V., Gromov V.E., Kuznetsov R.V., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A. Formation of a thin structure of pearlite steel under ultra-long plastic deformation. *Doklady Physics*. 2022;67(4):119–122.
<https://doi.org/10.1134/S1028335822040048>
 33. Порфирьев М.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Шляров В.В. Тонкая структура длинномерных рельсов из заэвтектидной стали после длительной эксплуатации. Новокузнецк: Полиграфист; 2023:285.
 34. Попова Н.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Порфирьев М.А., Никоненко Е.Л., Шлярова Ю.А. Влияние длительной эксплуатации на структурно-фазовое состояние заэвтектидной рельсовой стали. *Материаловедение*. 2023;(10):17–28.
<https://doi.org/10.31044/1684-579X-2023-0-10-17-28>
 Popova N.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Porfiriev M.A., Nikonenko E.L., Shlyarova Yu.A. Effect of long-term operation on structural-phase state of hypereutectoid rail steel. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2024;15(4):968–977.
<https://doi.org/10.1134/S2075113324700473>
 35. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. Москва: Металлургия; 1979:208.
 36. Попова Н.А., Громов В.Е., Никоненко Е.Л., Иванов Ю.Ф., Порфирьев М.А., Шляров В.В., Крюков Р.Е. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в заэвтектидной стали. *Известия вузов. Физика*. 2024;67(2(795)):70–82.
<https://doi.org/10.17223/00213411/67/2/8>
 Popova N.A., Gromov V.E., Nikonenko E.L., Ivanov Yu.F., Porfiriev M.A., Shlyarov V.V., Kryukov R.E. Assessment of hardening mechanisms forming the yield strength in hypereutectoid steel. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2024;67(2(795)): 70–82. (In Russ.). <https://doi.org/10.17223/00213411/67/2/8>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Наталья Анатольевна Попова, к.т.н., старший научный сотрудник научно-учебной лаборатории «Наноматериалы и нанотехнологии», Томский государственный архитектурно-строительный университет

ORCID: 0000-0001-8823-4562

E-mail: natalya-popova-44@mail.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Алексей Борисович Юрьев, д.т.н., профессор, ректор, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-9932-4755

E-mail: rector@sibsiu.ru

Natal'ya A. Popova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Scientific and Educational Laboratory "Nanomaterials and Nanotechnologies", Tomsk State University of Architecture and Building

ORCID: 0000-0001-8823-4562

E-mail: natalya-popova-44@mail.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Aleksei B. Yur'ev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Rector, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-9932-4755

E-mail: rector@sibsiu.ru

Елена Леонидовна Никоненко, к.ф.-м.н., доцент кафедры «Физика», Томский государственный архитектурно-строительный университет
ORCID: 0000-0002-0396-9541
E-mail: vilatomsk@mail.ru

Михаил Анатольевич Порфирьев, научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0003-3602-5739
E-mail: mporf372@gmail.com

Elena L. Nikonenko, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof. of Chair of Physics, Tomsk State University of Architecture and Building
ORCID: 0000-0002-0396-9541
E-mail: vilatomsk@mail.ru

Mikhail A. Porfir'ev, Research Associate of Department of Scientific Researches, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0003-3602-5739
E-mail: mporf372@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Н. А. Попова – количественная оценка механизмов упрочнения.
В. Е. Громов – концепция работы.
А. Б. Юрьев – окончательный вариант статьи, обсуждение результатов.
Е. Л. Никоненко – анализ ПЭМ изображений.
М. А. Порфирьев – обзор литературы, подготовка образцов для ПЭМ.

N. A. Popova – quantitative assessment of hardening mechanisms.
V. E. Gromov – conceptualization.
A. B. Yur'ev – final version of the article, discussion of results.
E. L. Nikonenko – TEM image analysis.
M. A. Porfir'ev – literary review, preparation of the samples for TEM.

Поступила в редакцию 05.06.2025
 После доработки 01.07.2025
 Принята к публикации 10.09.2025

Received 05.06.2025
 Revised 01.07.2025
 Accepted 10.09.2025