



УДК 669.539.382:669.17:6251

DOI 10.17073/0368-0797-2024-4-424-432



Оригинальная статья

Original article

ФИЗИКА УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ ГОЛОВКИ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Н. А. Попова¹, В. Е. Громов² , А. Б. Юрьев²,
Е. А. Мартусевич², М. А. Порфирьев²

¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет (Россия, 634003, Томск, пл. Соляная, 2)

² Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

gromov@physics.sibsiu.ru

Аннотация. В России с ее протяженной сетью железных дорог более пяти лет производятся рельсы специального назначения повышенной износостойкости и контактной выносливости категории ДТ400ИК из стали с содержанием углерода более 0,8 %. На поверхности катания головки дифференцированно закаленных длинномерных рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 187 млн т брутто на экспериментальном кольце) методами просвечивающей электронной микроскопии выявлены морфологические составляющие структуры: пластинчатый перлит, фрагментированный перлит, разрушенный пластинчатый перлит, глобулярный перлит, полностью разрушенный перлит, субзеренная структура. Проведена количественная оценка вкладов упрочнения, обусловленных трением кристаллической решетки, твердорастворным упрочнением, упрочнением за счет перлита, упрочнением некогерентными частицами цементита, границами зерен и субграницами, дислокационной субструктурой и внутренними полями напряжений. Установлена иерархия этих механизмов и отмечено, что для поверхности скругления (выкружки) головки рельсов основным механизмом упрочнения является упрочнение некогерентными частицами, а также механизмы, обусловленные внутренними дальнедействующими (локальными) напряжениями, внутренними напряжениями сдвига («леса» дислокаций) и субструктурным упрочнением. Для поверхности катания по центральной оси головки рельсов основная роль в упрочнении принадлежит упрочнению дальнедействующими полями напряжений (особенно ее упругой компонентой), упрочнению некогерентными частицами и субструктурному упрочнению. С учетом объемных долей морфологических составляющих и их предела текучести определен аддитивный предел текучести на поверхности катания по центру головки и выкружке. Он составил 7950 и 2218 МПа для центра головки и выкружки. Представлена физическая интерпретация различия значений аддитивного предела текучести на поверхности катания головки рельсов в центре и на выкружке.

Ключевые слова: поверхность катания, рельсы, выкружка, механизмы упрочнения, аддитивный предел текучести, заэвтектоидная сталь

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.Ю. Литовченко за помощь в проведении ПЭМ-исследований.

Для цитирования: Попова Н.А., Громов В.Е., Юрьев А.Б., Мартусевич Е.А., Порфирьев М.А. Физика упрочнения поверхности катания головки рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(4):424–432.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-424-432>

PHYSICS OF HARDENING OF THE ROLLING SURFACE OF RAIL HEAD FROM HYPEREUTECTOID STEEL AFTER OPERATION

N. A. Popova¹, V. E. Gromov² , A. B. Yur'ev²,
E. A. Martusevich², M. A. Porfir'ev²

¹ Tomsk State University of Architecture and Building (2 Solyanaya Sqr., Tomsk 634003, Russian Federation)

² Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

gromov@physics.sibsiu.ru

Abstract. In Russia, with its extensive railway system, for more than 5 years, special-purpose rails of increased wear resistance and contact endurance of the DH400RK category were produced from steel with a carbon content >0.8 %. On the head rolling surface of differentially hardened long rails made of hypereutectoid steel after long-term operation, transmission electron microscopy methods revealed the morphological components

of the structure: lamellar pearlite, fragmented pearlite, destroyed lamellar pearlite, globular pearlite, completely destroyed pearlite, subgrain structure. The contribution of hardening due to: lattice friction, solid solution hardening, pearlite hardening, incoherent cementite particles, grain boundaries and subboundaries, dislocation substructure and internal stress fields were quantified. A hierarchy of these mechanisms was made and it was noted that for the fillet surface of the rail head, the main hardening mechanism is hardening by incoherent particles, as well as mechanisms caused by internal long-range (local) stresses, internal shear stresses ("forests" of dislocations) and substructural hardening. For the rolling surface along the central axis of the rail head, the main role in hardening belongs to long-range stress fields (especially its elastic component), hardening by incoherent particles and substructural hardening. Taking into account the volume fractions of the morphological components and their yield strength, the additive yield strength on the head rolling surface in the center and on the fillet was determined: 7950 and 2218 MPa, respectively. The paper presents a physical interpretation of the difference in values of the additive yield strength on the rolling surface of the rail head in the center and on the fillet.

Keywords: rolling surface, rails, fillet, hardening mechanisms, additive yield strength, hypereutectoid steel

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

For citation: Popova N.A., Gromov V.E., Yur'ev A.B., Martusevich E.A., Porfir'ev M.A. Physics of hardening of the rolling surface of rail head from hypereutectoid steel after operation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(4):424–432. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-424-432>

ВВЕДЕНИЕ

Контактно-усталостные повреждения и поверхностный износ являются основными причинами, по которым рельсы изымаются из эксплуатации [1; 2]. В последние годы к рельсам предъявляются повышенные требования по эксплуатационной стойкости, что обусловлено ростом скоростей движения железнодорожного транспорта и нагрузок на ось [3 – 5]. С практической и фундаментальной точек зрения создание рельсов специального назначения с высокими эксплуатационными свойствами является актуальной проблемой [6 – 8]. В России, имеющей одну из самых протяженных в мире сеть железных дорог, эта задача с 2018 г. решается путем производства длинномерных дифференцированно закаленных рельсов повышенной износостойкости и контактной выносливости категории ДТ400ИК [9]. Эти рельсы изготавливаются из стали с содержанием углерода более 0,8 мас. %, что обеспечивает формирование в поверхностном слое субзеренной структуры с высоким содержанием малоугловых границ. Использование методов современного физического материаловедения и, в первую очередь, просвечивающей электронной микроскопии [10 – 12] позволяет проследить изменения структуры, фазового состава и дефектной субструктуры, которые приводят к деградации механических свойств [13 – 15]. Совершенствование технологии производства рельсов специального назначения и обеспечение высоких эксплуатационных свойств должны базироваться на понимании физической природы и закономерностей эволюции в поверхностных слоях рельсов структурно-фазовых состояний и тонкой субструктуры [16 – 18]. Такие данные могут быть полезны для обеспечения гарантированной наработки до 2 млрд т пропущенного тоннажа [19 – 21]. Для рельсов с содержанием углерода менее 0,8 мас. % из доэвтектоидной стали такой анализ выполнен в работах [22 – 25], что позволило количественно оценить физические механизмы упрочнения, установить их иерархию и определить суммарный предел текучести.

Подобные работы для рельсов из заэвтектоидной стали в литературе практически отсутствуют.

Целью настоящей работы является сравнительный анализ механизмов деформационного упрочнения поверхности катания и выкружки рельсов специального назначения категории ДТ400ИК после эксплуатации на экспериментальном кольце РЖД (г. Щербинка, 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. Основные элементы, входящие в химический состав рельсовой стали Э90ХАФ согласно ГОСТ 5185 – 2013 и ТУ 24.10.75111-298-057576.2017, мас. %: 0,92 С; 0,4 Si; 1,0 Mn; 0,3 Cr; 0,14 V; основа – железо. Механические свойства: предел текучести – более 900 МПа; предел прочности – 1350 МПа; относительное удлинение – 9,0 %; относительное сужение – 18 %; ударная вязкость – 15 Дж/см²; твердость на поверхности катания головки – 400 – 450 НВ.

Исследования выполнены на поверхности катания и скруглении головки рельса (выкружки) (рис. 1).

Исследования проводили методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах с применением электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония) [26 – 28].

Для оценки механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в исследуемой стали, для каждого образца была проведена классификация морфологических признаков структуры, определен фазовый состав, рассчитаны параметры тонкой структуры (а именно, объемные доли морфологических составляющих P_v); установлены места локализации карбидной фазы (цементита) и в каждом конкретном месте определена форма частиц и рассчитаны их размеры d ,

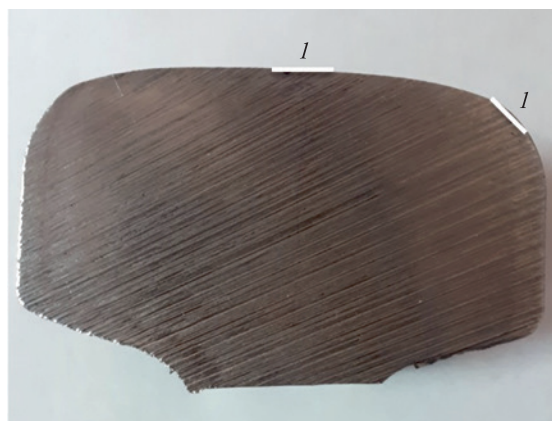


Рис. 1. Схематическое изображение образца рельса после пропущенного тоннажа 187 млн т с указанием мест, использованных для исследования структуры:
I – поверхности катания и скругления головки рельса (выкружки)

Fig. 1. Schematic representation of a rail sample after passing a tonnage of 187 million tons, indicating the places used to study the structure:
I – rolling surfaces and rounding of the rail head (fillet)

расстояния между частицами r и объемная доля δ ; в каждой морфологической составляющей и в целом по материалу рассчитаны скалярная ρ и избыточная $\rho_{\pm}$ плотность дислокаций и создаваемые ими амплитуды внутренних напряжений (σ_d – напряжения сдвига или «леса» дислокаций (создаются дислокационной

структурой) и σ_d – дальнедействующие или локальные напряжения (возникают в тех местах материала, где присутствует избыточная плотность дислокаций)). Все количественные параметры тонкой структуры определены в каждой морфологической составляющей, статистически обработаны, а их средние значения приведены в табл. 1 (где D_1 – размер фрагмента или субзерна; χ , $\chi_{пл}$ и $\chi_{упр}$ – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки, пластическая и упругая ее составляющие; $\sigma_d^{пл}$ и $\sigma_d^{упр}$ – пластическая и упругая составляющие амплитуды внутренних дальнедействующих напряжений).

Методика определения количественных параметров подробно изложена в работах [9; 29].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Проведенные исследования показали, что вне зависимости от места на поверхности головки рельса (рис. 1) в структуре наблюдаются следующие морфологические составляющие: пластинчатый (идеальный) перлит с параллельно чередующимися пластинками феррита и цементита; фрагментированный пластинчатый перлит, в котором наблюдается образование дислокационных стенок поперек направления и пластин α -фазы; разрушенный пластинчатый перлит с изогнутыми, разрезанными и измельченными пластинками Fe_3C ; глобулярный перлит в виде зерен с глобулярными частицами Fe_3C ; субзеренная структура – мелкие рав-

Таблица 1. Количественные параметры структуры заэвтектоидной рельсовой стали на поверхности скругления головки рельса (выкружки)

Table 1. Quantitative parameters of the structure of hypereutectoid rail steel on the rounding surface of the rail head (fillet)

Параметр	Перлит				Разрушенная структура	Субзеренная структура
	идеальный	фрагментированный	разрушенный	глобулярный		
$P_v, \%$	5	20	10	3	60	2
$D_1, \text{нм}$	–	80×125	–	–	–	90
$\rho \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	6,5	4,3	4,5	3,0	6,6	1,4
$\sigma_d, \text{МПа}$	510	415	425	345	515	235
$\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}, \text{см}^{-1}$	$765 + 0$	$1075 + 75$	$805 + 0$	$740 + 0$	$1650 + 95$	$350 + 390$
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	3,1	4,3	3,2	3,0	6,6	1,4
$\sigma_d = \sigma_d^{пл} + \sigma_d^{упр}, \text{МПа}$	$350 + 0$	$415 + 120$	$355 + 0$	$345 + 0$	$515 + 150$	$235 + 625$
Fe_3C (на границах)	$d, \text{нм}$	–	15×95	–	–	5×35
	$r, \text{нм}$	–	105	–	–	85
	$\delta, \%$	–	0,7	–	–	0,05
Fe_3C (внутри)	$d, \text{нм}$	15	5×15	20×110	45	8×30
	$r, \text{нм}$	80	40	120	100	40
	$\delta, \%$	12,0	0,1	1,2	2,3	0,4
Fe_3C (в стыках субзерен)	$d, \text{нм}$	–	–	–	–	20
	$r, \text{нм}$	–	–	–	–	115
	$\delta, \%$	–	–	–	–	0,15

ноосные фрагменты, по границам и в стыках которых присутствуют частицы цементита. Изображения этих типов морфологических составляющих не отличаются от составляющих рельсов из доэвтектоидной стали, приведенных в работе [1].

Для поверхности выкружки выявлена еще одна разновидность структуры – полностью разрушенная. Эта структура с полностью разрушенными колониями перлита содержит мелкие карбидные частицы (Fe_3C), обладающие игольчатой формой и расположенные хаотически, и обладает высокой скалярной плотностью дислокаций (рис. 2, а).

Основную долю (90 %) материала на поверхности катания в центре головки составляет субзеренная структура (рис. 2, б), на поверхности выкружки доля этой структуры составляет 2 %. Как показали проведенные исследования, во всех морфологических составляющих тип дислокационной структуры не изменяется: дислокационная субструктура представляет плотные дислокационные сетки. Во всех морфологических составляющих присутствуют изгибные экстинкционные контуры, источниками которых являются границы раздела зерен и колоний перлита, пластин цементита в зернах перлита, границы фрагментов и субзерен, карбидные частицы (частицы цементита) пластинчатой и округлой формы, расположенные на границах и внутри дислокационных фрагментов и субзерен, стыки субзерен, а также дислокационная субструктура.

В поверхностном слое выкружки, как показали выполненные расчеты [9], в идеальном, разрушенном и глобулярном перлите скалярная плотность дислокаций ρ выше избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm}$, определенной из ширины изгибных экстинкционных контуров (табл. 1), то есть $\rho > \rho_{\pm}$ и, соответственно, $\sigma_d < \sigma_{\pm}$. Это означает, что изгиб-кручение кристаллической решетки в этих морфологических составляющих носит чисто пластический характер. Во фрагментированном перлите, полностью разрушенной и субзеренной структурах величина ρ оказалась меньше рассчитанной величины $\rho_{\pm}$, то есть $\rho < \rho_{\pm}$ и, соответственно, $\sigma_d < \sigma_{\pm}$, и это означает, что изгиб-кручение кристаллической решетки в этих морфологических составляющих носит упруго-

пластический характер, но при этом, если во фрагментированном перлите и полностью разрушенной структуре $\chi_{\text{пл}} \gg \chi_{\text{упр}}$, то в субзеренной структуре $\chi_{\text{пл}} \approx \chi_{\text{упр}}$ (табл. 1).

В поверхностном слое центра головки рельса во всех морфологических составляющих величина ρ оказалась меньше рассчитанной из ширины экстинкционных контуров [9] величины $\rho_{\pm}$ (табл. 2), то есть изгиб-кручение кристаллической решетки во всех морфологических составляющих – упруго-пластический и $\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}$, причем в субзеренной структуре, которая занимает основной объем материала, $\chi_{\text{упр}} > \chi_{\text{пл}}$ практически в три раза.

В поверхностном слое головки рельсов во всех присутствующих морфологических составляющих имеет место упруго-пластический изгиб-кручение кристаллической решетки, причем в субзеренной структуре, которая занимает основную (90 %) долю материала, величины χ и σ_d имеют наибольшие значения, при этом значение $\sigma_{\text{пл}}$ более чем на порядок меньше значения $\sigma_{\text{упр}}$ (табл. 2). Именно поэтому в таких участках наблюдается образование микротрещин.

Полученные в табл. 1 и 2 количественные результаты явились основой расчета величины аддитивного (суммарного) предела текучести в каждой морфологической составляющей и в целом по материалу. Необходимо отметить, что вклад отдельных механизмов в общее упрочнение различен, поскольку в каждом случае он определяется целым рядом факторов [30 – 32]. Поэтому при оценке аддитивного предела текучести $\sigma_{\text{ад}}$ необходимо учитывать объемные доли P_v каждой морфологической составляющей σ_i

$$\sigma = \sum P_i \sigma_i,$$

где P_i и σ_i – объемные доли и предел текучести каждой морфологической составляющей структуры.

Если ранее предполагалось, что аддитивный предел текучести можно находить простым суммированием вкладов отдельных механизмов упрочнения [30], то к настоящему времени доказано, что суммирование в ряде случаев должно реализоваться в квадратичном

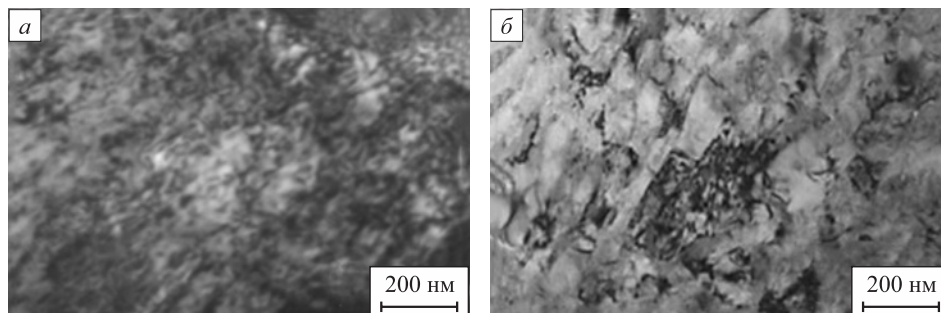


Рис. 2. ПЭМ-изображения полностью разрушенной (а) и субзеренной структуры (б)

Fig. 2. TEM images of a completely destroyed (a) and subgrain structure (b)

Таблица 2. Параметры тонкой структуры перлита в центре поверхности катания

Table 2. Parameters of the fine structure of pearlite in the rolling surface center

Параметр	Перлит				Субзеренная структура
	идеальный	фрагментированный	разрушенный	глобулярный	
$P_v, \%$	~1	10	0	0	90
$D_1, \text{нм}$	–	50×160	–	–	80
$\rho \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	8,3	5,0	–	–	3,6
$\sigma_d, \text{МПа}$	575	445	–	–	380
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{см}^{-1}$	2075 + 25	1250 + 1430	–	–	900 + 2660
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	8,3	5,0	–	–	3,6
$\sigma_d = \sigma_d^{\text{пл}} + \sigma_d^{\text{упр}}, \text{МПа}$	575 + 40	445 + 2280	–	–	380 + 4255
Fe_3C (на границах)	$d, \text{нм}$	–	15	–	15
	$r, \text{нм}$	–	40	–	30
	$\delta, \%$	–	0,6	–	1,0
Fe_3C (внутри)	$d, \text{нм}$	15×20	15	–	10
	$r, \text{нм}$	40	35	–	35
	$\delta, \%$	1,1	0,7	–	0,2
Fe_3C (в стыках субзерен)	$d, \text{нм}$	–	–	–	20
	$r, \text{нм}$	–	–	–	100
	$\delta, \%$	–	–	–	0,01

приближении [31; 32]. Это, в первую очередь, относится к механизмам $\Delta\sigma_n$ и $\Delta\sigma_g$, действующим локально и неоднородно внутри зерен. Таким образом,

$$\sigma_{\text{ад}} = \Delta\sigma_n + \Delta\sigma_{\text{тв}} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_{\text{ор}} + \Delta\sigma_{\text{перл}} + \Delta\sigma_{\text{сс}} + \sqrt{\Delta\sigma_{\text{л}}^2 + \Delta\sigma_{\text{д}}^2},$$

где $\Delta\sigma_n = 35 \text{ МПа}$ [9] – напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке α -железа; $\Delta\sigma_{\text{тв}}$ – твердорастворное упрочнение (упрочнение твердого раствора феррита растворенными в нем легирующими элементами); $\Delta\sigma_z$ – зернограничное упрочнение (упрочнение за счет границ зерен); $\Delta\sigma_{\text{ор}}$ – упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована; $\Delta\sigma_{\text{перл}}$ – упрочнение, обусловленное перлитной составляющей (барьерное торможение в перлитных колониях); $\Delta\sigma_{\text{сс}}$ – субструктурное упрочнение (упрочнение, обусловленное внутрифазными границами); $\Delta\sigma_{\text{л}}$ – упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации (внутреннее напряжение сдвига); $\Delta\sigma_{\text{д}} = \Delta\sigma_{\text{упр}} + \Delta\sigma_{\text{пл}}$; $\Delta\sigma_{\text{упр}}$ – упругая составляющая дальнodelействующих напряжений; $\Delta\sigma_{\text{пл}}$ – пластическая составляющая дальнodelействующих напряжений.

Количественная оценка этих вкладов упрочнения осуществлялась по формулам, приведенным в работах [29; 31; 32]. Результаты представлены в табл. 3, 4.

Анализ данных свидетельствует о многофакторности прочности стали и совокупном характере

физических механизмов. Для поверхности выкружки основным механизмом упрочнения является упрочнение Орована $\Delta\sigma_{\text{ор}}$. Это связано с тем, что на поверхности выкружки основной объем (60 %) занимает полностью разрушенная структура. Значителен вклад дальнodelействующих полей напряжений $\Delta\sigma_g$ и напряжений «леса» дислокаций $\Delta\sigma_{\text{л}}$. Возникшая субзеренная структура формирует большое количество стыков зерен, что приводит к росту источников контуров экстинкции и, соответственно, к росту $\Delta\sigma_g$. Но поскольку P_v субзеренной структуры невысока (2 %), то ее вклад в упрочнение поверхности выкружки небольшой. Упрочнение в основном формируют фрагментированная субструктура и полностью разрушенная структура. Аддитивный предел текучести на поверхности выкружки составляет 2218 МПа.

Для центральной части поверхности катания головки рельсов аддитивный предел текучести значительно выше и составляет 7950 МПа. Основными механизмами упрочнения (табл. 4) являются упрочнение внутренними упругими локальными напряжениями, а также субструктурное упрочнение и упрочнение некогерентными частицами.

Установленное значительное различие в величинах аддитивного предела текучести ($\sigma_{\text{ад}}^{\text{выкр}} < \sigma_{\text{ад}}^{\text{центр}}$) может быть интерпретировано на основании того, что для поверхности катания в центре головки объемная доля субзеренной структуры в 45 раз превышает аналогичное значение для выкружки. Субзерна имеют нанометровый диапазон, что обеспечивает высокую

Таблица 3. Величины вкладов различных механизмов в упрочнение заэвтектоидной рельсовой стали в различных морфологических составляющих и в целом по материалу поверхности скругления головки рельса (выкружки)

Table 3. Contribution of various mechanisms to hardening of hypereutectoid rail steel in various morphological components and in general according to the material of the rounding surface of the rail head (fillet)

Вклады	Перлит				Разрушенная структура	Субзеренная структура	В материале
	идеальный	фрагментированный	разрушенный	глобулярный			
$P_v, \%$	5	20	10	3	60	2	100
$\Delta\sigma_{\text{п}}, \text{МПа}$	35	35	35	35	35	35	35
$\Delta\sigma_{\text{тв}}, \text{МПа}$	80	180	80	80	150	90	142
$\Delta\sigma_3, \text{МПа}$	–	–	205	360	195	–	148
$\Delta\sigma_{\text{перл}}, \text{МПа}$	965	–	–	–	–	–	48
$\Delta\sigma_{\text{св}}, \text{МПа}$	–	1465	–	–	–	1665	326
$\Delta\sigma_{\text{ор}}, \text{МПа}$	–	1125	340	200	805	580	760
$\Delta\sigma_{\text{л}}, \text{МПа}$	510	415	425	345	515	235	475
$\Delta\sigma_{\text{пл}}, \text{МПа}$	350	415	355	345	515	235	467
$\Delta\sigma_{\text{упр}}, \text{МПа}$	0	120	0	0	150	625	127
$\Delta\sigma_{\text{д}}, \text{МПа}$	350	535	355	345	665	860	587
$\Sigma\Delta\sigma_i, \text{МПа}$	1699	3482	1214	1163	2026	3261	2218
$\Sigma\Delta\sigma_i P_i, \text{МПа}$	85	696	121	35	1216	65	2218

Таблица 4. Величины вкладов различных механизмов в упрочнение рельсовой стали в различных морфологических составляющих и в целом по материалу в центре головки рельса

Table 4. Contribution of various mechanisms to hardening of rail steel in various morphological components and in general for the material in the rail head center

Вклады	Перлит				Субзеренная структура	В материале
	идеальный	фрагментированный	разрушенный	глобулярный		
$P_v, \%$	~1	10	0	0	90	100
$\Delta\sigma_{\text{п}}, \text{МПа}$	35	35	–	–	35	35
$\Delta\sigma_{\text{тв}}, \text{МПа}$	80	210	–	–	210	210
$\Delta\sigma_3, \text{МПа}$	–	–	–	–	–	0
$\Delta\sigma_{\text{перл}}, \text{МПа}$	1120	–	–	–	–	10
$\Delta\sigma_{\text{св}}, \text{МПа}$	–	1430	–	–	1875	1830
$\Delta\sigma_{\text{ор}}, \text{МПа}$	–	1070	–	–	1435	1400
$\Delta\sigma_{\text{л}}, \text{МПа}$	575	445	–	–	380	390
$\Delta\sigma_{\text{пл}}, \text{МПа}$	575	445	–	–	380	390
$\Delta\sigma_{\text{упр}}, \text{МПа}$	40	2280	–	–	4255	4060
$\Delta\sigma_{\text{д}}, \text{МПа}$	615	2725	–	–	4635	4450
$\Sigma\Delta\sigma_i, \text{МПа}$	2077	5506	–	–	8206	7957
$\Sigma\Delta\sigma_i P_i, \text{МПа}$	21	551	–	–	7385	7957

плотность субграниц и стыков (в большей степени тройных) субзерен, являющихся источниками контуров экстинкции (в основном упругих). Такие контуры приводят к высоким значениям внутренних дальнедействующих напряжений, причем их упругая составля-

ющая более чем на порядок выше пластической. Все это и является определяющим фактором. На поверхности выкружки основными морфологическими составляющими являются разрушенный перлит и полностью разрушенная структура с низкой плотностью границ.

Выводы

Методами просвечивающей электронной микроскопии выявлены морфологические составляющие структуры поверхности катания головки рельсов из заэвтектоидной стали в центре и на выкружке: пластинчатый перлит, фрагментированный перлит, разрушенный пластинчатый перлит, глобулярный перлит, полностью разрушенный перлит, субзеренная структура. Проведен количественный анализ механизмов упрочнения, оценены вклады, обусловленные трением кристаллической решетки, твердорастворным упрочнением, упрочнением за счет перлита, некогерентными частицами цементита, границами зерен и субграницами, дислокационной субструктурой и внутренними полями напряжений. Для поверхности скругления (выкружки) установлено, что основным механизмом упрочнения является упрочнение некогерентными частицами, а также механизмы, обусловленные внутренними дальнедействующими (локальными) напряжениями, внутренними напряжениями сдвига («леса» дислокаций) и субструктурным упрочнением.

Для центральной части поверхности катания основными механизмами упрочнения являются упрочнение дальнедействующими полями напряжений, некогерентными частицами и субструктурное упрочнение. Определен аддитивный предел текучести на поверхности катания и дано объяснение различия его значений для центра головки и выкружки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Юрьев А.А., Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А. Длинномерные рельсы: структура и свойства после сверхдлительной эксплуатации. Новокузнецк: «Полиграфист»; 2022:311.
2. Шур Е.А. Повреждения рельсов. Москва: Интекст; 2012:153.
3. Steenberg M. Rolling contact fatigue: Spalling versus transverse fracture of rails. *Wear*. 2017;380-381:96–105. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2017.03.003>
4. 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. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.019>
5. 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. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204253>
6. 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. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204299>
7. Иванов Ю.Ф., Порфирьев М.А., Громов В.Е., Крюков Р.Е., Шлярова Ю.А. Структурно-фазовые состояния

в головке рельсов специального назначения после длительной эксплуатации. *Металлы*. 2023;(6):53–58.

<https://doi.org/10.31857/S086957332306006X>

Ivanov Yu.F., Porfir'ev M.A., Gromov V.E., Kryukov R.E., Shlyarova Yu.A. Structural and phase states in the head of special-purpose rails after prolonged operation. *Metally*. 2023;(6):53–58. (In Russ.).

<https://doi.org/10.31857/S086957332306006X>

8. 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.
9. Порфирьев М.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Шляров В.В. Тонкая структура длиномерных рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации. Новокузнецк: Полиграфист; 2023:285.
10. Nikas D., Zhang X., Ahlstrom J. Evaluation of local strength via microstructural quantification in a pearlitic rail steel deformed by simultaneous compression and torsion. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;737:341–347. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.09.067>
11. Masoumi M., Sinatora A., Sietsma H.G. Role of microstructure and crystallographic orientation in fatigue crack failure analysis of a heavy haul railway rail. *Engineering Failure Analysis*. 2019;96:320–329. <http://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.10.022>
12. Turan M.E., Aydin F., Sun Y., Cetin M. Residual stress measurement by strain gauge and X-ray diffraction method in different shaped rails. *Engineering Failure Analysis*. 2019;96: 525–529. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.10.016>
13. Li X.C., Ding H.H., Wang W.J., Guo J., Liu Q.Y., Zhou Z.R. Investigation on the relationship between microstructure and wear characteristic of rail materials. *Tribology International*. 2021; 163:107152. <http://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107152>
14. Kanematsu Y., Uehigashi N., Matsui M., Noguchi S. Influence of a decarburized layer on the formation of microcracks in railway rails: On-site investigation and twindisc study. *Wear*. 2022;504–505:204427. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204427>
15. Rong K.-J., Xiao Y.-L., Shen M.-X., Zhao H.-P., Wang W.-J., Xiong G.-Y. Influence of ambient humidity on the adhesion and damage behavior of wheel-rail interface under hot weather condition. *Wear*. 2021;486-487:204091. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204091>
16. Совершенствование рельсовых сталей. *Железные дороги мира*. 2016;(1):74–76.
Improvement of rail steels. *Zheleznnye dorogi mira*. 2016;(1):74–76. (In Russ.).
17. Добужская А.Б., Галицын Г.А., Юнин Г.Н., Полевой Е.В., Юнусов А.М. Влияние химического состава, микроstructures 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>
18. 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. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203354>

19. 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.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203455>
20. 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.
<http://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106685>
21. 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.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204233>
22. 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.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204290>
23. 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.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.058>
24. 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.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2016.05.021>
25. 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.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2018.01.005>
26. Egerton F.R. Physical Principles of Electron Microscopy. Basel: Springer International Publishing; 2016:196.
<https://doi.org/10.1007/978-3-319-39877-8>
27. Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials. New York: Springer; 2014:717.
28. Carter C.B., Williams D.B. Transmission Electron Microscopy: Diffraction, Imaging, and Spectrometry. Berlin: Springer International Publishing; 2016:518.
<https://doi.org/10.1017/S1431927618000296>
29. 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 заэвтектоидной 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., Porfir'ev M.A., Nikonenko E.L., Shlyarova Yu.A. Effect of long-term operation on the structural-phase state of hypereutectoid rail steel. *Materialovedenie*. 2023;(10):17–28. (In Russ.).
<https://doi.org/10.31044/1684-579X-2023-0-10-17-28>
30. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. Москва: Металлургия; 1979:208.
31. Козлов Э.В., Конева Н.А. Природа упрочнения металлических материалов. *Известия вузов. Физика*. 2002; 45(3):52–71.
Kozlov E.V., Koneva N.A. The nature of metal materials hardening. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2002;45(3):52–71. (In Russ.).
32. Козлов Э.В., Малиновская В.А., Попова Н.А. Количественная оценка упрочнения нитроцементованной стали 20Х2Н4А после низкого отпуска. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2006;49(6):37–39.
Kozlov E.V., Malinovskaya V.A., Popova N.A. Quantitative assessment of hardening of nitrocemented steel 20Kh2N4A after low tempering. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006; 49(6):37–39. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Наталья Анатольевна Попова, к.т.н., 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. проф. В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

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

ORCID: 0000-0002-9932-4755

E-mail: rector@sibsui.ru

Ефим Александрович Мартусевич, к.т.н., научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-2335-7788

E-mail: program.pro666@gmail.com

Михаил Анатольевич Порфирьев, научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-3602-5739

E-mail: mporf372@gmail.com

Natal'ya A. Popova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate 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.sibsui.ru

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

ORCID: 0000-0002-9932-4755

E-mail: rector@sibsui.ru

Efim A. Martusevich, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-2335-7788

E-mail: program.pro666@gmail.com

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 – количественный расчет механизмов упрочнения.
В. Е. Громов – формирование концепции статьи, обсуждение результатов, написание окончательного варианта статьи.
А. Б. Юрьев – обсуждение результатов, написание чернового варианта статьи.
Е. А. Мартусевич – подготовка образцов для ПЭМ-исследований, обработка результатов измерений.
М. А. Порфирьев – изготовление фольг, участие в ПЭМ-исследованиях, обзор литературы.

N. A. Popova – quantitative calculation of hardening mechanisms.
V. E. Gromov – formation of the article concept, discussion of the results, writing the article final version.
A. B. Yur'ev – discussion of the results, writing the article draft.
E. A. Martusevich – preparation of samples for TEM studies, processing of measurement results.
M. A. Porfir'ev – production of foils, participation in TEM studies, literary review.

Поступила в редакцию 02.02.2024
 После доработки 19.02.2024
 Принята к публикации 29.03.2024

Received 02.02.2024
 Revised 19.02.2024
 Accepted 29.03.2024