

PACS numbers: 61.72.Lk, 62.20.M-, 62.20.Qr, 81.40.Ef, 81.40.Np, 81.40.Pq, 83.50.Uv

Эволюция структуры и свойств дифференцированно закалённых рельсов в процессе длительной эксплуатации

В. Е. Громов, А. А. Юрьев, Ю. Ф. Иванов^{*,**}, С. В. Коновалов^{***},
О. А. Перегудов^{****}

*Сибирский государственный индустриальный университет,
ул. Кирова, 42,
654007 Новокузнецк, Россия*

**Институт сильноточной электроники СО РАН,
просп. Академический, 2/3,
634055 Томск, Россия*

***Национальный исследовательский Томский государственный университет,
просп. Ленина, 36,
634050 Томск, Россия*

****Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С. П. Королева,
Московское шоссе, 34,
443086 Самара, Россия*

*****Омский государственный технический университет,
просп. Мира, 11, корп. 8,
644050 Омск, Россия*

Используя методы современного физического материаловедения, выявлены закономерности формирования и проведён сравнительный анализ

Corresponding author: Viktor Evgenjevich Gromov
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Siberian State Industrial University, 42 Kirov Str., 654007 Novokuznetsk, Russia

**Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of R.A.S.,
2/3 Akademicheskij Ave., 634055 Tomsk, Russia*

***National Research Tomsk State University, 36 Lenin Ave., 634050 Tomsk, Russia*

****Academician S. P. Korolev Samara National Research University,
34 Moskovskoe Shosse, 443086 Samara, Russia*

*****Omsk State Technical University, 11 Mira Ave., Bldg. 8, 644050 Omsk, Russia*

Please cite this article as: V. E. Gromov, A. A. Yur'ev, Yu. F. Ivanov, S. V. Kononov, and O. A. Peregudov, Evolution of Structure and Properties of Differentially Quenched Rails During Long-Term Operation, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 12: 1599–1646 (2017) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.39.12.1599.

структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств, формирующихся на расстоянии 0, 2, 10 мм от поверхности катания по центральной оси и по выкружке в головке 100-метровых дифференцированно закалённых рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн. тонн брутто. Структура стали рельсов в исходном состоянии представлена зёрнами перлита пластинчатой морфологии, зёрнами структурно свободного феррита (зёрнами феррита, не содержащими в объёме частиц карбидной фазы) и зёрнами феррита, в объёме которых наблюдаются частицы цементита (далее по тексту — зёрна феррито-карбидной смеси) преимущественно в виде коротких пластинок и частиц глобулярной формы. Длительная эксплуатация сопровождается формированием градиентной субструктуры, выражающейся в закономерном изменении скалярной и избыточной плотностей дислокаций, амплитуды кривизны-кручения кристаллической решётки стали, степени деформационного преобразования структуры пластинчатого перлита. Показано, что разрушение пластинок цементита колоний перлита протекает преимущественно по двум механизмам — путём разрезания скользящими дислокациями и в результате ухода атомов углерода из кристаллической решётки цементита на дислокации. Если в исходном состоянии атомы углерода в основном сосредоточены в частицах цементита, то после длительной эксплуатации рельсов, кроме частиц цементита, они находятся на дефектах кристаллической структуры стали (дислокациях, границах зёрен и субзёрен). Выявлен многофакторный характер упрочнения стали, определяющийся совокупностью структурных составляющих металла рельсов. Определены количественные показатели физических механизмов упрочнения. Показано, что, независимо от анализируемого объёма материала (выкружка или поверхность катания) и расстояния до рабочей поверхности, основной вклад в упрочнение металла рельсовой стали вносит дислокационная субструктура, формирующаяся в процессе эксплуатации рельсов.

Ключевые слова: структура, фазовый состав, дефектная субструктура, перераспределение углерода, механизмы упрочнения, рельсы, эксплуатация.

З використанням метод сучасного фізичного матеріалознавства виявлено закономірності формування та проведено порівняльну аналіз структури, фазового складу, дефектної субструктури та властивостей, що формуються на віддалі у 0, 2, 10 мм від поверхні катання по центральній осі і по галтелі в голівці 100-метрових диференційовано загартованих рейок після пропускання тоннажу у 691,8 млн. тон брутто. Структуру криці рейок в початковому стані представлено зернами перліту пластинчастої морфології, зернами структурно-вільного фериту (зернами фериту, що не містять в об'ємі частинок карбідної фази) і зернами фериту, в об'ємі котрих спостерігаються частинки цементиту (далі по тексту — зерна ферито-карбідної суміші) переважно у вигляді коротких платівок і частинок глобулярної форми. Тривала експлуатація супроводжується формуванням градиентної субструктури, що виражається в закономірній зміні скалярної і надлишкової густин дислокацій, амплітуди кривини-кручення кристалічної ґратниці криці, ступеня деформаційного перетворення структури пластинчастого перліту. Показано, що руйнування платівок цементиту коло-

ній перліту перебігає переважно за двома механізмами — шляхом розрізання ковзними дислокаціями та в результаті відходу атомів Карбону з кристалічної ґратниці цементиту на дислокації. Якщо в початковому стані атоми Карбону в основному зосереджені у частинках цементиту, то після тривалої експлуатації рейок, крім частинок цементиту, вони знаходяться на дефектах кристалічної структури криці (дислокаціях, межах зерен і субзерен). Виявлено багаточинниковий характер зміцнення криці, який визначається сукупністю структурних складових металу рейок. Визначено кількісні показники фізичних механізмів зміцнення. Показано, що, незалежно від аналізованого об'єму матеріалу (галтель або поверхня катання) і віддалі до робочої поверхні, основний внесок у зміцнення металу рейкової криці вносить дислокаційна субструктура, яка формується в процесі експлуатації рейок.

Ключові слова: структура, фазовий склад, дефектна субструктура, перерозподіл Карбону, механізми зміцнення, рейки, експлуатація.

Using the methods of contemporary materials science, the regularities of formation are revealed and comparative analysis is carried out for the structure, phase composition, defect substructure, and properties formed at the distance of 0, 2, 10 mm from the tread surface along central axis and on fillet in the head of the 100-meter differentially quenched rails after passage of gross tonnage of 691.8 million tons. The structure of steel rails in initial state are represented by perlite grains of plate morphology, grains of structure-free ferrite (ferrite grains without carbide particles within the bulk) and ferrite grains with carbide particles (ferrite-carbide mixture grains) mainly in forms of short plates and globular particles. Long-term operation is accompanied by formation of gradient substructure manifesting itself in the natural change of the scalar and excess dislocations' densities, amplitude of steel crystal lattice curvature-torsion, degree of deformation transformation of plate-perlite structure. As shown, the failure of cementite plates of perlite colonies passes mainly by means of two mechanisms: by cutting of gliding dislocations and because of carbon-atoms' escape from cementite crystal lattice to dislocations. If, in the initial state, carbon atoms are mainly located within the cementite particles, then, after a long-term rail operation, they are distributed both in cementite particles and on defects of steel crystal structure (dislocations, boundaries of grains, and subgrains). The multiple-factor character of steel strengthening is revealed; it is determined by the total set of the structural components of rails' metal. Quantitative characteristics of physical strengthening mechanisms are determined. As shown, the dislocation substructure formed during the rail operation makes main contribution into rails' metal strengthening, regardless the analysed material volume (fillet or tread surface) and distance from working surface.

Key words: structure, phase composition, substructure of defects, carbon redistribution, strengthening mechanisms, rails, operation.

(Получено 30 августа 2017 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Увеличение интенсивности железнодорожного движения и его грузонапряжённости обуславливает необходимость дальнейшего повышения эксплуатационной стойкости рельсов. Проблема формирования и эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет собой сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Рельсы являются стратегическим продуктом, к которому приковано постоянное внимание не только специалистов эксплуатационников, но и учёных, особенно в области физического материаловедения. В настоящее время на долю железных дорог в мире приходится до 85% грузооборота и более 50% пассажирских перевозок [1, 2].

До недавнего времени на отечественных предприятиях для термического упрочнения рельсов использовали технологию объёмной закалки в масле, которая была разработана в 60-х годах прошлого века и, несмотря на ряд недостатков, позволила на тот момент занять лидирующие позиции в производстве рельсов [3, 4]. В настоящее время при производстве длинномерных рельсов наибольшее распространение получили современные методы дифференцированной закалки, лишённые недостатков объёмной закалки [5]. Снижение в результате дифференцированной закалки внутренних остаточных напряжений, которые, как известно, могут значительно уменьшать в условиях циклических знакопеременных нагрузок циклическую долговечность, трещиностойкость и живучесть рельсов, является одним из преимуществ этой современной технологии [6].

Учитывая, что кинетика процессов формирования структурно-фазовых состояний связана с основами теории прочности и пластичности, представляется исключительно важной информация о параметрах тонкой структуры рельсов в разных сечениях. Анализ поведения рельсов в процессе эксплуатации и причин их изъятия является предметом пристального внимания производителей и исследователей. Необходимость получения новой информации в этой области связана, с одной стороны, с более глубоким пониманием фундаментальных проблем физики конденсированного состояния, а с другой стороны, с практической значимостью проблемы в современных условиях непрерывного возрастания требований к надёжности рельсов при высоких нагрузках на ось и скоростях движения.

В современных условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения поверхностные слои рельсов испытывают при длительной эксплуатации интенсивные пластические деформации, приводящие к повреждениям, что может явиться причиной изъятия рельсов [7, 8].

Основные направления исследований по изношенным рельсам в мировом научном сообществе можно разделить на три больших взаимосвязанных и взаимодополняющих группы [7]:

1. формирование и изменение структурно-фазовых состояний и наноразмерных структур, износ рельсовой стали и сопутствующие процессы при длительной эксплуатации;
2. моделирование процессов, протекающих в поверхностных слоях рельсов при интенсивной пластической деформации (мегапластической деформации (МПД));
3. методы и методики оценки структурного и фазового состояний рельсов, внутренних напряжений и их эволюции в течение жизненного цикла.

Проблема эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Одним из наиболее важных направлений развития представлений о природе структурно-фазовых превращений является установление соответствующих количественных закономерностей по сечению рельсов.

В работах [9–15] показано, что уже при сравнительно небольшой наработке, — 100–500 млн. тонн брутто, — в поверхностных слоях рельсов формируются структурно-фазовые состояния с аномально высокой микротвёрдостью, малым размером зерна в интервале от 20 до 500 нм. Пластины цементита либо изогнуты, либо разрушены, на межфазных границах отмечается крайне высокая плотность дислокаций, происходит растворение цементита и образование аустенита за счёт обратного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы (рекристаллизационные, релаксационные, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.), приводящие к эволюции структурно-фазовых состояний, сопровождающейся изменением (деградацией) механических свойств [7, 16, 17].

Для объёмно закалённых рельсов методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, микротвёрдости и трибологических свойств рельсовой стали Э76Ф, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке рельсов после различных сроков эксплуатации (500 и 1000 млн. тонн пропущенного тоннажа) [18–34].

Показано, что после 500 млн. тонн брутто пропущенного тоннажа по центральной оси головки рельсов:

- выявлено снижение износостойкости (в $\cong 3$ раза), коэффициента трения (в $\cong 1,4$ раза), повышение микротвёрдости (в $\cong 1,7$ раза) поверхности катания;
- установлено формирование в поверхностном слое высокоде-

фектной нанокристаллической многофазной структуры;

– механизм разрушения структуры пластинчатого перлита зависит от расстояния до поверхности катания: в поверхностном слое реализуется преимущественно механизм разрезания пластин цементита движущимися дислокациями с последующим растворением частиц; в слое, расположенном на расстоянии $\cong 2$ мм от поверхности катания, реализуется преимущественно механизм растворения пластин цементита с уходом атомов углерода на дислокации [35];

– выявлен факт динамического старения материала рельсовой стали, приводящий к выделению наноразмерных частиц карбидной фазы размером 3–5 нм.

После пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн брутто по центральной оси головки рельсов выявлено:

– снижение износостойкости ($v \cong 3,4$ раза), коэффициента трения ($v \cong 1,15$ раза) и микротвёрдости ($v \cong 1,5$ раза) в слое до 2 мм;

– формирование в процессе эксплуатации поверхностного слоя толщиной до 40 мкм, содержащего большое количество микропор и микротрещин;

– формирование градиентной субструктуры, характеризующейся полным разрушением колоний пластинчатого перлита (поверхностный слой); протеканием начальной стадии динамической рекристаллизации зёрен структурно свободного феррита (слой толщиной не менее 2 мм); фрагментацией зёрен феррито-карбидной смеси с образованием структуры, в которой частицы карбидной фазы расположены преимущественно по границам субзёрен (слой толщиной не менее 2 мм).

Аналогичные закономерности установлены и для поведения выкружки рельсов при длительной эксплуатации [18–34]. В этих работах также отмечено протекание в стали при эксплуатации многоступенчатого процесса: растворение частиц цементита исходного состояния, переход атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и ядра дислокаций), перенос дислокациями атомов углерода в объём ферритных зёрен или ферритных прослоек перлитных колоний, повторное выделение атомов углерода с образованием наноразмерных частиц цементита округлой формы.

В основном обсуждаются два механизма разрушения пластин цементита. Первый из них заключается в перерезании пластин движущимися дислокациями и выносом ими атомов углерода в ферритную матрицу. Оценки показывают, что в данном случае степень распада цементита составляет несколько десятков процента от количества разрушаемых пластин. Второй механизм заключается в вытягивании атомов углерода из карбидной фазы и уходе их на дислокации вследствие заметной разницы энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решётке цементита (0,4 эВ). Диффузия углерода протекает в поле напряже-

ний, создаваемом дислокационной субструктурой, формирующейся вокруг пластины цементита. При этом степень распада цементита определяется величиной плотности дислокаций и типом дислокационной субструктуры [35].

Выявленные количественные закономерности изменения структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры рельсов в процессе длительной эксплуатации позволяют определить места локализации атомов углерода. Это важно для оценки вкладов различных механизмов в суммарную прочность стали [36, 37].

Поскольку массовое производство 100-метровых дифференцированно закалённых рельсов в России началось всего 4 года назад, то выявление природы и закономерностей эволюции при длительной эксплуатации тонкой структуры в головке таких рельсов приобретает особую актуальность, имеет научную и практическую значимость.

Целью настоящей работы является установление природы упрочнения, выявление закономерностей и сравнительный анализ структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке 100-метровых дифференцированно закалённых рельсов после длительной эксплуатации.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования являлись образцы дифференцированно закалённых рельсов категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ производства АО «Евраз-ЗСМК» в исходном состоянии и после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т брутто в процессе полигонных испытаний на Экспериментальном кольце АО «Всероссийский научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта».

По содержанию всех химических элементов металл рельсов удовлетворяет требованиям Российского стандарта 51685-2013 для стали марки Э76ХФ (табл. 1).

Исследования структуры, элементного и фазового состава, дефектной субструктуры проводили методами оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии. Химический состав определяли методами рентгеноспектрального анализа на рентгенофлуоресцентном волнодисперсионном спектрометре Shimadzu XRF-1800.

Количественный анализ структуры стали осуществляли, используя методы стереологии [5, 38–40] и количественной электронной микроскопии [41, 42]; фазовый анализ стали осуществляли путём индирования микроэлектронограмм с применением тёмнопольной методики [43–46].

Металлографические исследования выполнялись на оптическом микроскопе Olympus GX51, оснащённом цифровой камерой с программным обеспечением Siams Photolab 700. Макроструктуру металла рельсов выявляли в соответствии с требованиями Российского стандарта 51685-2013 на полнопрофильном темплете, вырезанном из рельса в поперечном направлении, после травления в 50% водном растворе соляной кислоты.

Исследование структуры методами оптической микроскопии проводили на нетравленных шлифах и после электролитического полирования поверхности в 5% уксусном растворе хлорной кислоты с последующим травлением в 4% спиртовом растворе азотной кислоты [47].

Определение недопустимых дефектов макроструктуры (флокены, расслоения, трещины, корочки, пятнистая ликвация, инородные металлические и шлаковые включения) и оценку загрязнённости металла неметаллическими включениями проводили в соответствии со стандартом 51685-2013. В соответствии со стандартом 1778-70 проведена оценка образцов на наличие сульфидов, оксидов точечных и силикатов хрупких.

Анализ и оценка микроструктуры образцов на бальность структурных составляющих выполнены по Российскому стандарту 8233.

Концентрацию атомов углерода в кристаллической решётке α -железа определяли методом рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD-6000, Shimadzu) [48]. Рентгенографические исследования, проводимые в работе, заключались в определении параметра решётки α -фазы (a_0), размера областей когерентного рассеяния (D_{hkl}) и величины микронапряжений ($\Delta d/d$). Исследование проводили с помощью $\text{CuK}\alpha$ -излучения (длина волны $\lambda_{\text{Cu}} = 1,540598 \text{ \AA}$). Дифрактограммы получали с фокусировкой по Брэггу–Брентано в режиме $(\theta-2\theta)$ -сканирования (θ — угол между падающим лучом и отражающей атомной плоскостью) в интервале углов 2θ от 10° до 120° с шагом $0,02^\circ$. Анализ фазового состава проводили с использованием баз данных PCPDFIN, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.5.

Исследование дефектной субструктуры, морфологии фаз и состояния карбидной фазы рельсов осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. Фольги для исследования изготавливали методами электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом на расстоянии 0 мм, 2 мм, 10 мм от поверхности катания вдоль центральной оси (рис. 1, а) или рабочей выкружки (рис. 1, б). Схема препарирования образцов приведена на рис. 1.

Светлопольные изображения тонкой структуры были использованы для классификации морфологических признаков структуры, определения размеров, объёмной доли и мест локализации фаз, а

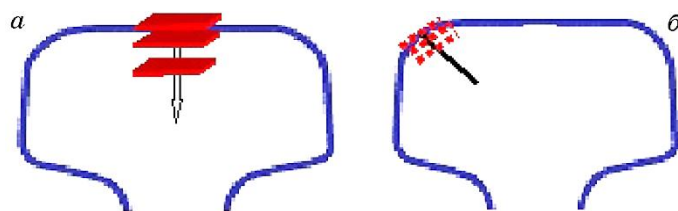


Рис. 1. Условная схема препарирования образца рельсов при исследовании его структуры методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг. Прямоугольниками (пунктирными линиями) условно указано место расположения слоёв металла, использованных для приготовления фольг.

Fig. 1. Conditional diagram of rail sample preparing for studying its structure by methods of electron diffraction microscopy of thin foils. The triangles (dotted lines) show conditionally the location site of the metal layers used for foils preparation.

тёмнопольные — для идентификации фаз.

Скалярная плотность дислокаций измерялась методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций [49–54]. В качестве испытательной линии использовалась прямоугольная сетка. Тогда скалярную плотность дислокаций на микрофотографиях, полученных при электронно-микроскопическом исследовании, можно определить по формуле:

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

где M — увеличение микрофотографии, n_1 и n_2 — число пересечений дислокациями горизонтальных l_1 и вертикальных l_2 линий, соответственно (l_1 и l_2 — суммарные длины горизонтальных и вертикальных линий).

Скалярная плотность дислокаций определялась отдельно для каждого типа дислокационной субструктуры (ДСС). Средняя величина скалярной плотности дислокаций рассчитывалась с учётом объёмной доли каждого из типов присутствующих ДСС по следующей формуле:

$$\rho = \sum_{i=1}^Z P_{v_i} \rho_i, \quad (2)$$

где ρ_i — скалярная плотность дислокаций в определённом типе ДСС, P_{v_i} — объёмная доля материала, занятого этим типом ДСС, Z — количество типов ДСС.

Избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_+ + \rho_-$ (ρ_+ и ρ_- — плотно-

сти положительно и отрицательно заряженных дислокаций соответственно) измерялась локально по градиенту разориентировки [49, 50, 52]:

$$\rho = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial \ell}, \quad (3)$$

где b — модуль вектора Бюргерса дислокаций, $\partial \varphi / \partial \ell$ — градиент кривизны фольги или кривизна–кручение кристаллической решётки χ . Величина χ определялась путём смещения экстинкционного контура $\Delta \ell$ при контролируемом угле наклона фольги ($\Delta \varphi$) в колонне микроскопа с помощью гониометра. При этом желательно, чтобы вектор действующего отражения \mathbf{g} был перпендикулярен оси наклона гониометра (ОНГ). При повороте гониометра на величину $\Delta \varphi \approx 1^\circ$ изгибный экстинкционный контур смещается на расстояние, равное своей ширине, т.е. $\Delta \ell \approx \ell$ (при этом должно выполняться условие $\mathbf{g} \perp \text{ОНГ}$). Эта величина ($\Delta \varphi \approx 1^\circ$) в сочетании с шириной контура ℓ позволяет определить градиент разориентировки:

$$\partial \varphi / \partial \ell = 1,7 \cdot 10^6 \ell^{-1} \text{ [рад/см]}. \quad (4)$$

Величина внутренних полей напряжений может быть оценена следующим образом [52–55]:

$$\sigma = Gt\chi.$$

Здесь G — модуль сдвига исследуемого материала, t — толщина фольги (для электронного микроскопа ЭМ-125 $t \cong 200$ нм), χ — кривизна–кручение кристаллической решётки:

$$\chi = \partial \varphi / \partial \ell,$$

где $\partial \varphi$ — угол изменения ориентации отражающей плоскости фольги, $\partial \ell$ — величина перемещения изгибного контура.

При исследовании конструкционных сталей было показано [53–55], что ширина контура h в величинах разориентировок составляет $\cong 10$ ($\cong 0,0175$ рад).

Следовательно,

$$\chi = 0,0175/h.$$

Отсюда

$$\sigma = Gt\chi = 0,0175Gt/h = 3,5G/h. \quad (5)$$

При выполнении оценок ширина контура h должна измеряться в

нанометрах.

Твёрдость металла рельса определяли на поперечном темплете, вырезанном и приготовленном в соответствии с требованиями Российского стандарта 51685-2013. Испытание на твёрдость проводили методом Бринелля на твердомере типа ТШ-2М шариком диаметром

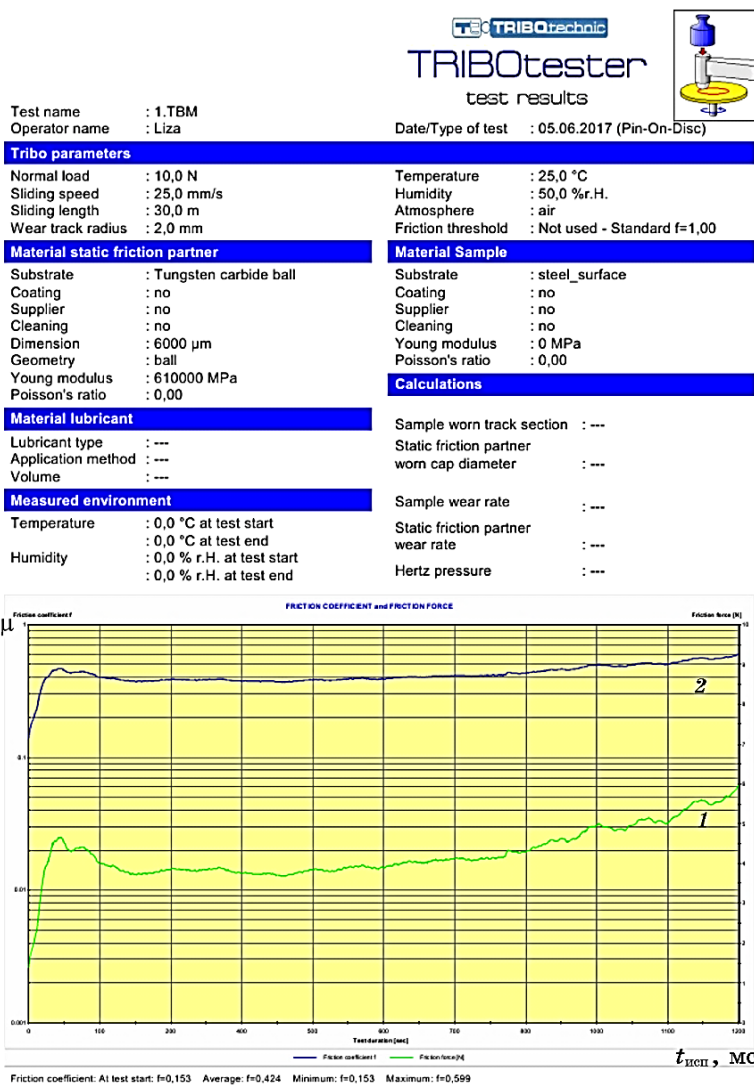


Рис. 2. Схема и условия испытаний на износостойкость металла рельсов (кривая 1 — коэффициент трения μ , кривая 2 — сила трения F).

Fig. 2. The diagram and conditions of wear resistance tests of rail metal (curve 1—friction coefficient (μ), curve 2—friction force (F)).

10 мм при нагрузке 3000 кгс в соответствии с требованиями стандарта 9012-59.

Трибологические испытания рельсовой стали (испытания осуществляли для двух участков рельс — поверхности катания и на расстоянии 15 мм по центральной оси от поверхности катания) проводили на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция) при следующих параметрах: шарик из стали ШХ15 диаметром 6 мм, радиус трека — 2 мм, нагрузка — 10 Н, дистанция — 30–80 м. Измерения были проведены по схеме «вращение образца при неподвижном контртеле»; линейная скорость вращения (2,0–2,5) см/с. Схема испытаний представлена на рис. 2. По окончании процесса трения с помощью трибометра были проведены измерения профиля канавки трения поверхности образцов с численным определением глубины канавки трения и площади её поперечного сечения (рис. 3). Износостойкость оценивали величиной, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания [56]. Скорость изнашивания рассчитывали по следующей формуле:

$$V = (2\pi RA)/(FL),$$

где R — радиус трека [мм], A — площадь поперечного сечения канавки износа [мм²], F — величина приложенной нагрузки [Н], L — пройденная шариком контртела дистанция [м].

Механические свойства при растяжении определяли на испытательной машине Instron 1185 с усилием в 10 т на двух разрывных цилиндрических образцах диаметром 6 мм и начальной расчётной длиной рабочей части 30 мм, приготовленных в соответствии с тре-

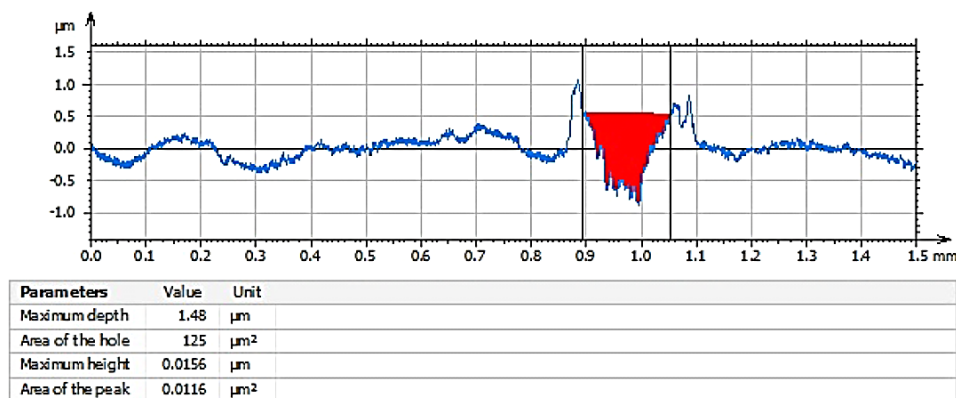


Рис. 3. Профиль канавки трения металла рельс, формирующейся при трибологических испытаниях.

Fig. 3. Friction groove profile of rail metal being formed in tribological tests.

бованиями Российских стандартов 51685-2013 и 1497.

Испытание на ударный изгиб проводили на маятниковом копре МК-15 в соответствии с требованиями Российского стандарта 9454 на стандартных образцах размером $10 \times 10 \times 55$ мм³ с U-образным надрезом радиусом 1 мм и глубиной 2 мм при температурах +20°C и минус 60°C (факультативно).

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Структура, фазовый состав и дислокационная субструктура рельсов после дифференцированной закалки

Исследования, выполненные методами металлографии, показали (рис. 4), что микроструктура поверхностного слоя стали, независимо от направления анализа, представляет собой преимущественно мелкодисперсный тонкопластинчатый перлит.

По границам зёрен перлита выявляется структурно-свободный феррит в виде сетки (вблизи поверхности в слое толщиной $\cong 150$ мкм) и в виде отдельных разрозненных вкраплений (на удалении от поверхности образца до $\cong 300$ мкм). Величина действительного зерна, оцениваемая по сплошной сетке феррита по границам зёрен, изменяется в пределах 6–7 номеров шкалы Российского стандарта ГОСТ 5639. С увеличением расстояния от поверхности охлаждения

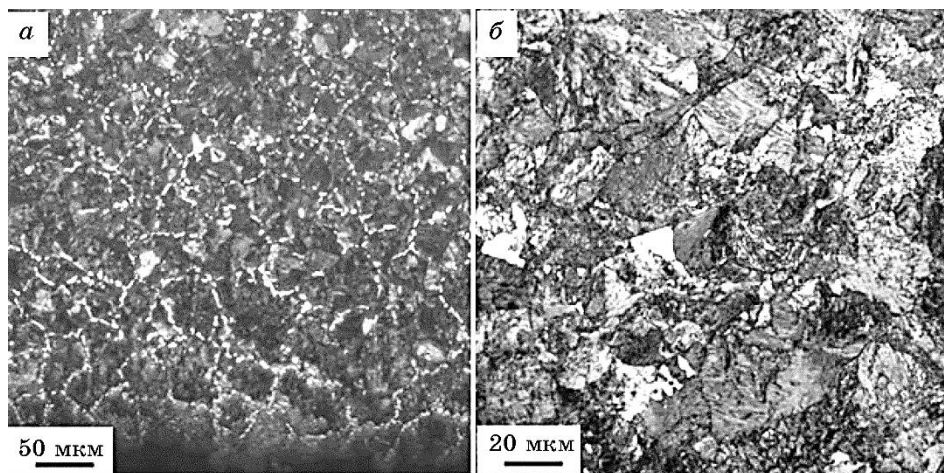


Рис. 4. Микроструктура рельсов у поверхности катания (а) и на глубине 10 мм (б) от неё.

Fig. 4. Microstructure of rail surface (а) and at 10 mm depth (б) from tread surface.

ТАБЛИЦА 2. Результаты рентгенофазового анализа рельсов, подвергнутых дифференцированной закалке.**TABLE 2.** The results of x-ray phase analysis of rails subjected to differential hardening.

Направление исследования	Фазовый состав, %		$a(\text{Fe})$, нм	$\Delta d/d$	$D_{\text{ОКР}}$, нм
	Fe	Fe_3C			
Ось	89	11	0,28638	0,005	108,9
Выкружка	92,7	7,3	0,28664	0,007	83,7

относительное содержание феррита снижается.

Анализируя результаты рентгенофазового анализа (табл. 2), можно отметить различия в состоянии стали вдоль центральной оси и по выкружке. А именно, в объёме материала на центральной оси (по отношению к объёму материала по выкружке) относительное содержание цементита выше, параметр решётки $\alpha\text{-Fe}$ меньше, микронапряжения ($\Delta d/d$) ниже, размеры областей когерентного рассеяния ($D_{\text{ОКР}}$) больше, чем у объёма стали, расположенного на выкружке. В совокупности данные факты указывают на более высокую скорость охлаждения объёма материала, расположенного на выкружке, по отношению к объёму материала, расположенного вдоль центральной оси.

Методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг установлено, что структура исследуемой стали представлена зёрнами перлита пластинчатой морфологии (рис. 5, *a*), зёрнами структурно свободного феррита (зёрнами феррита, не содержащими в объёме частиц карбидной фазы) (рис. 5, *б*) и зёрнами феррита, в объёме которых наблюдаются частицы цементита (далее по тексту, зёрна феррито-карбидной смеси), преимущественно в виде коротких пластинок (рис. 5, *г*) и частиц глобулярной формы (рис. 5, *в*). Как правило, объёмы стали с частицами глобулярной формы и частицами в виде коротких пластинок наблюдаются раздельно, что позволило оценить их относительное содержание в материале, равное 1:10.

Относительное содержание выявленных типов структуры зависит от глубины залегания исследуемых слоёв (табл. 3.). Анализируя результаты, приведённые в этой таблице, можно отметить, что относительная объёмная доля зёрен структурно свободного феррита мала и изменяется в пределах от 0,01 до 0,05 структуры стали. Существенно более весома относительная объёмная доля зёрен феррито-карбидной смеси, величина которой изменяется в пределах от 0,17 до 0,37 структуры стали и снижается при удалении от поверхности катания.

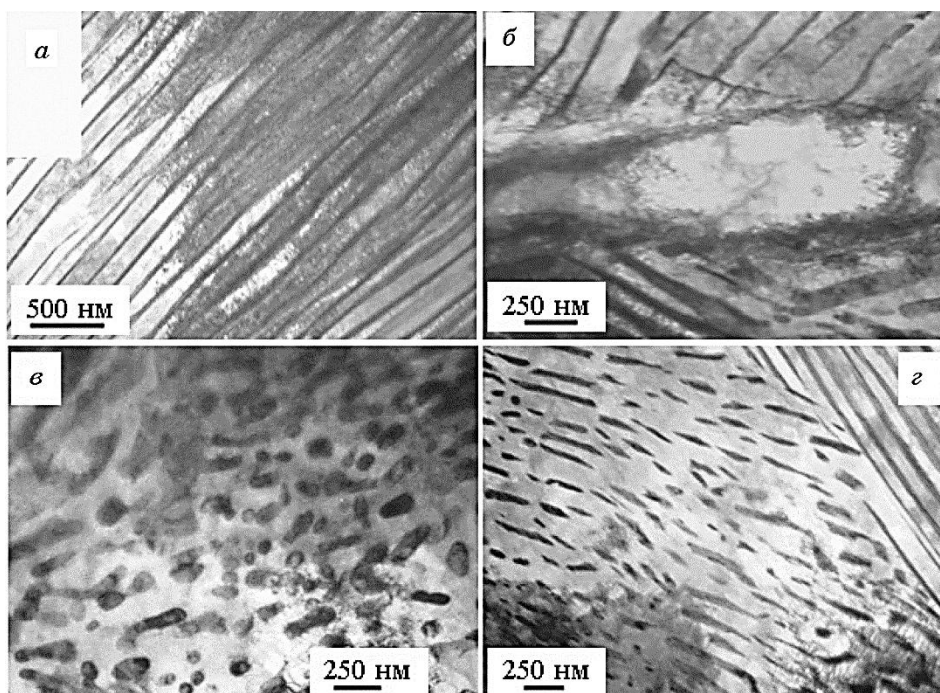


Рис. 5. ПЭМ-изображения структуры рельсов.

Fig. 5. TEM image of rail structure.

Просматривается некоторая закономерность в изменении структуры стали в зависимости от расположения анализируемого слоя (на центральной оси или на выкружке). А именно, не зависимо от расстояния до поверхности катания на выкружке доля зёрен пластинчатого перлита ниже, а зёрен феррито-карбидной смеси выше,

ТАБЛИЦА 3. Относительное содержание структурных составляющих рельсов ДТ 350.

TABLE 3. Relative content of structure components of DT 350 rails.

Расстояние от поверхности, мм	По центральной оси			По выкружке		
	V(1)	V(2)	V(3)	V(1)	V(2)	V(3)
0	0,67	0,28	0,05	0,61	0,37	0,02
2	0,82	0,17	<0,01	0,63	0,34	0,03
10	0,73	0,26	<0,01	0,71	0,28	<0,01

V(1), V(2), V(3) — объёмные доли перлита, зёрен феррито-карбидной смеси и структурно свободного феррита соответственно.

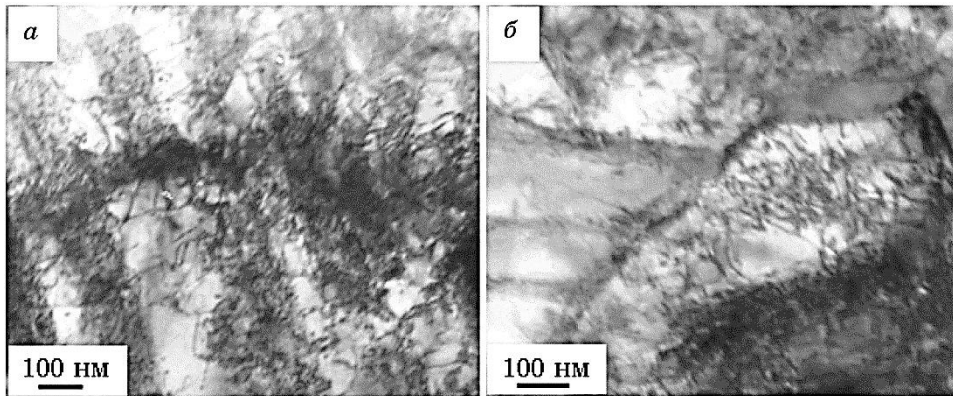


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры.

Fig. 6. Electron microscope image of dislocation substructure.

чем на центральной оси. На глубине $\cong 10$ мм эти различия в структуре стали нивелируются. Следовательно, процессы фазовых превращений, имеющие место при дифференцированной закалке, протекают по центральной оси и на выкружке по несколько различающимся термокинетическим диаграммам относительно объема стали.

Ферритная составляющая структуры стали (зёрна структурно свободного феррита, ферритная составляющая зёрен перлита и зёрен феррито-карбидной смеси) дефектна. Методами электронной микроскопии выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределённых дислокаций (рис. 6, а) и сетчатая (рис. 6, б) дислокационная субструктура. Скалярная плотность дислокаций в исследуемой стали изменяется в пределах от $4 \cdot 10^{10}$ до $5,5 \cdot 10^{10}$ см⁻². При этом в зёрнах феррито-карбидной смеси величина скалярной плотности дислокаций несколько выше, чем в ферритной составляющей зёрен перлита не зависимо от расположения (по центральной оси или на выкружке) и расстояния исследуемого слоя от поверхности катания.

Особенностью структуры выкружки является присутствие в слое толщиной $\cong 2$ мм наноразмерных (5–10 нм) частиц карбидной фазы, выявленных исключительно в ферритных пластинах перлитных колоний (рис. 7, а). Этот факт указывает на повторный распад твёрдого раствора на основе α -железа, имеющий место после формирования перлитной структуры. Отсутствие подобных наноразмерных частиц в структуре стали на центральной оси свидетельствует в пользу высказанного выше предположения о более высокой скорости охлаждения поверхностного слоя выкружки.

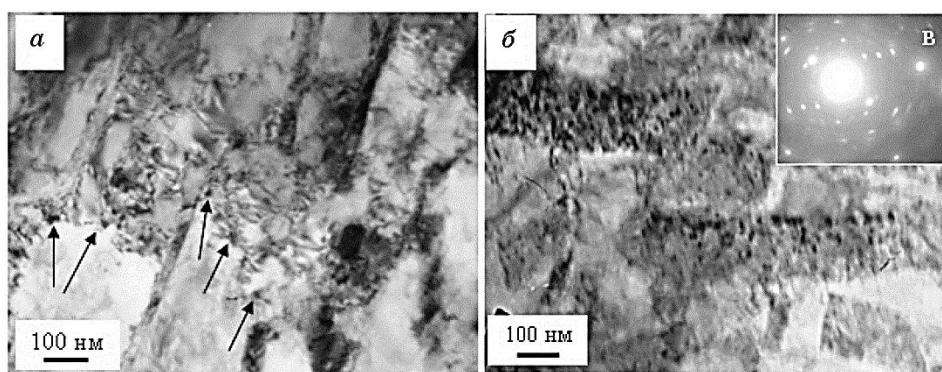


Рис. 7. ПЭМ-изображения наноразмерных частиц карбидной фазы; *a, б* — светлопольные изображения; *в* — микроэлектрондиограмма; на (*a*) стрелками указаны частицы карбидной фазы.

Fig. 7. TEM images of nanosize particles of carbide phase; *a, б*—light field images; *в*—microelectron-diffraction pattern; in (*a*) the arrows designate the carbide phase particles.

Ещё один интересный факт, выявленный при анализе структуры поверхностного слоя (слоя толщиной $\cong 2$ мм) стали по выкружке, — наличие крапчатого контраста на изображении пластин цементита перлитных колоний (рис. 7, *б*). Наличие такого контраста указывает на дефектность пластин цементита, что также может свидетельствовать о достаточно высокой скорости охлаждения объёма поверхностного слоя стали на выкружке.

Величина межпластинчатого расстояния (табл. 4) изменяется в пределах от 120 до 190 нм и снижается при переходе от поверхности катания к слою, расположенному на глубине 10 мм.

Зёрна феррито-карбидной смеси характеризуются наличием в объёме частиц карбидной фазы, размеры и форма которых изменяются в широких пределах. Зёрна феррито-карбидной смеси фраг-

ТАБЛИЦА 4. Средние значения величины межпластинчатого расстояния (*h*) зёрен перлита рельсов.

TABLE 4. Average values of quantities of interplate distance (*h*) for rail pearlite grains.

Расстояние от поверхности, мм	<i>h</i> , нм (по центральной оси)	<i>h</i> , нм (по выкружке)
0	165	190
2	120	135
10	135	125

ментированы, т.е. разбиты на области с небольшой разориентацией. По границам фрагментов располагаются частицы карбидной фазы пластинчатой или глобулярной формы. Размеры частиц изменяются в пределах от 20 до 40 нм. Средние размеры фрагментов составляют 120 нм.

Пластины цементита перлитных зёрен также дефектны. Методами тёмнопольного анализа (изображение структуры пластины цементита получено в рефлексе карбидной фазы, рис. 8, б) установлено, что пластины цементита разбиты на фрагменты размерами 20–30 нм. Размеры фрагментов практически не зависят от направления и расстояния исследуемого слоя от поверхности образца.

Электронно-микроскопические исследования структуры стали методом тонких фольг на просвет позволили выявить изгибные контуры экстинкции [57–59]. Наличие в структуре материала изгибных контуров экстинкции указывает на изгиб–кручение кристаллической решётки данной области материала, а, следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу и, соответственно, упрочняющие материал.

Анализируя изгибные контуры экстинкции, можно указать источники внутренних полей напряжений и их относительную величину, т.е. выявить концентраторы напряжений. В результате выполненных исследований установлено, что источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зёрен перлита, зёрен перлита и зёрен феррита. В данном случае контур начинается

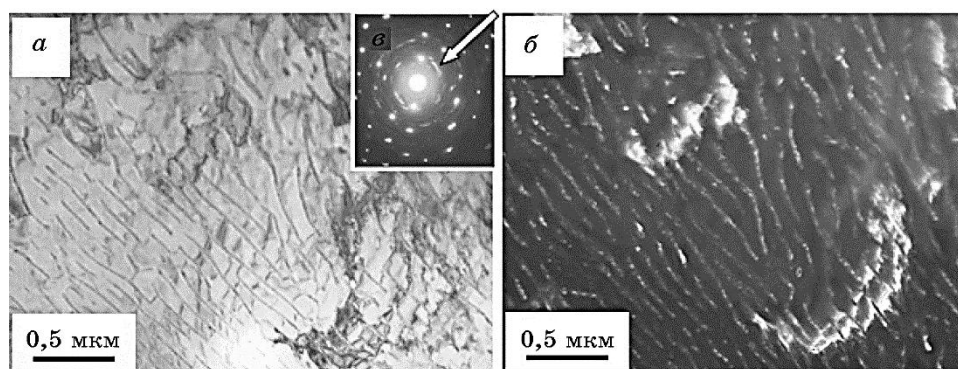


Рис. 8. ПЭМ-изображение пластин цементита; *a* — светлопольное изображение; *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе $[031] \text{Fe}_3\text{C} + [110] \alpha\text{-Fe}$; *в* — микроэлектрондиограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле).

Fig. 8. TEM image of cementite plates; *a*—light field image; *б*—dark field obtained in reflection $[031] \text{Fe}_3\text{C} + [110] \alpha\text{-Fe}$; *в*—microelectron-diffraction pattern (the arrow designate the reflection of obtaining the dark field).

от границы раздела зёрен. Довольно часто источниками полей напряжений являются частицы второй фазы, расположенные по границам и в объёме зёрен.

Общепризнанно, что упрочнение материала вследствие изгиба–кручения кристаллической решётки, создаваемого внутренними полями напряжений, обратно пропорционально ширине изгибного экстинкционного контура [37, 58]. Следовательно, оценив ширину контура, можно оценить и относительную величину упрочнения материала, вносимого внутренними полями напряжений.

Выполненные оценки показывают, что средняя ширина изгибных контуров экстинкции, выявляемых в зёрнах перлита, равна 120 нм. Средняя ширина изгибных контуров экстинкции, выявляемых в зёрнах структурно свободного феррита, — 80 нм, а в зёрнах феррито-карбидной смеси — 75 нм. Минимальная ширина изгибных контуров экстинкции наблюдается вблизи частиц карбидной фазы, присутствующих в зёрнах феррито-карбидной смеси, и составляет 40–50 нм. Следовательно, максимальных значений внутренние поля напряжений будут достигать вблизи частиц второй фазы. Последнее означает, что частицы карбидной фазы являются потенциальными местами формирования микротрещин (являются концентраторами напряжений) и могут быть опасны при эксплуатации рельсов.

3.2. Эволюция структуры и свойств металла дифференцированно закалённых рельсов в процессе длительной эксплуатации

Оценка качества рельсов после длительной эксплуатации показала: 1) по уровню механических свойств, твёрдости, ударной вязкости, загрязнённости неметаллическими включениями, макро- и микроструктуре качество металла удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350 и ДТ350НН; 2) образовавшиеся на поверхности катания головки в процессе эксплуатации дефекты контактно-усталостного происхождения имеют незначительную степень развития, глубина их не превышает 140 мкм.

Пластинчатый перлит, являющийся основной структурной составляющей стали, несовершенен: наблюдаются чередующаяся структура (типа «гребёнки») (рис. 9, а), разрывы пластин цементита (ферритные мостики) (рис. 9, б), искривлённые пластины цементита и пластиты цементита переменной толщины.

Относительные содержания зёрен структурно свободного феррита и феррито-карбидной смеси не превышают по 0,05 структуры стали. Скалярная плотность дислокаций (сетчатая и хаотическая дислокационные субструктуры) в зёрнах феррито-карбидной смеси составляет $3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ на расстоянии 10 мм от поверхности катания

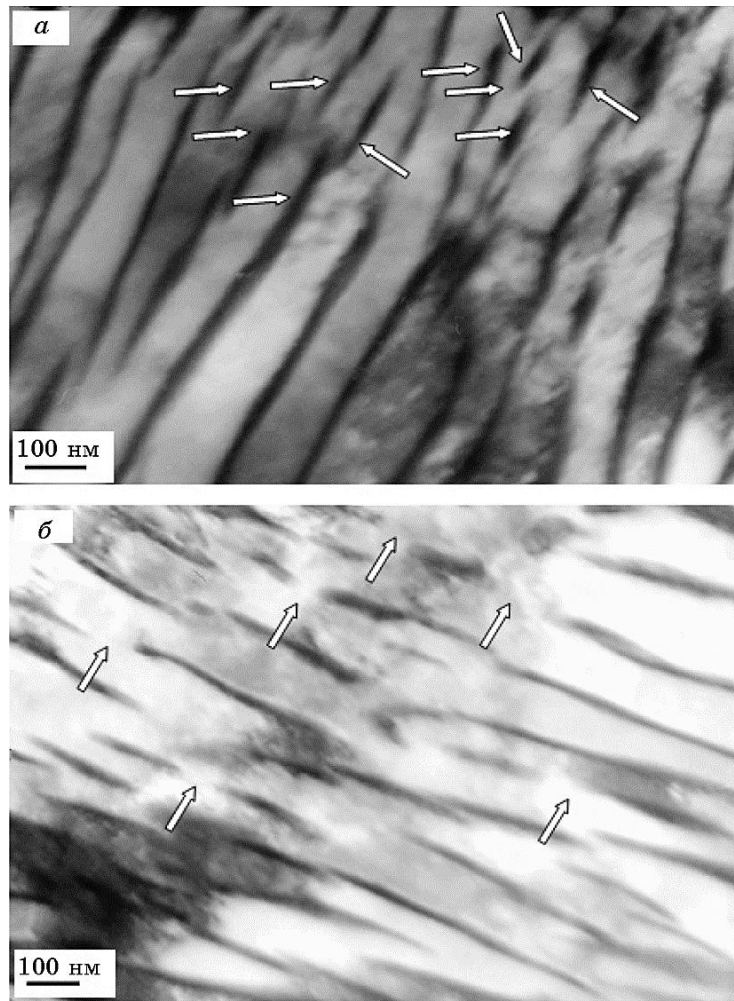


Рис. 9. Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита: *а* — структура типа «гребёнки»; *б* — ферритные мостики (указаны стрелками).

Fig. 9. Electron microscope image of lamellar pearlite structure: *a*—structure of 'comb' type; *б*—ferrite bridges (indicated by arrows).

по центральной оси.

Длительная эксплуатация рельсов практически всегда сопровождается деформационным преобразованием структуры материала [18–21, 23, 55], преимущественно состояния зёрен пластинчатого перлита, а именно, разрушением пластин цементита.

Анализируя результаты, представленные на рис. 10, можно отметить, что независимо от положения анализируемого объёма (по-

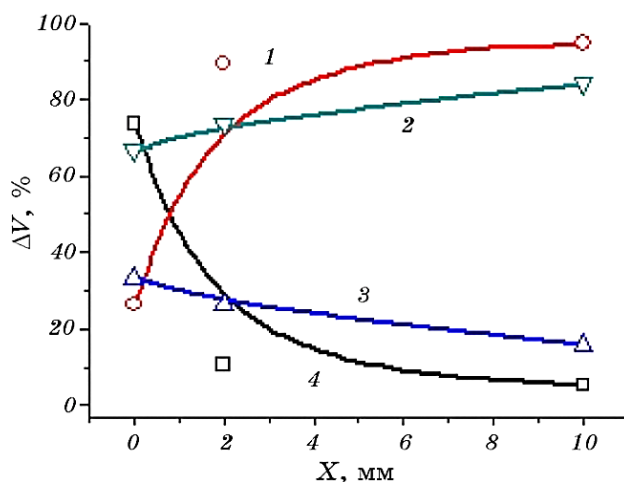


Рис. 10. Зависимость относительного содержания неразрушенного (кривые 1 и 2) и разрушенного (кривые 3 и 4) перлита от расстояния от контактной поверхности рельсов. Кривые 1 и 4 — от поверхности катания по центральной оси; 2, 3 — по выкружке.

Fig. 10. Dependence of relative content of unbroken pearlite (curves 1 and 2) and broken one (curves 3 and 4) on the distance from the contact surface of rails. Curves 1 and 4— from tread surface along the central axis; 2, 3— along the fillet.

верхность катания или выкружка) разрушение структуры пластинчатого перлита максимально в поверхностном слое рельсов толщиной не более 2 мм. Однако степень разрушения структуры пластинчатого перлита существенным образом зависит от положения анализируемого объема, а именно, на поверхности катания относительное содержание зёрен разрушенного перлита более чем в 2 раза выше, чем в поверхностном слое рабочей выкружки.

На рисунке 11 представлен градиент скалярной плотности дислокаций в разрушенных и неразрушенных зёрнах пластинчатого перлита.

Видно, что для структуры выкружки характерно снижение скалярной плотности дислокаций при удалении от контактной поверхности не зависимо от того, разрушена структура перлитных колоний или нет (рис. 11, кривые 2 и 3). Градиент скалярной плотности дислокаций вдоль центральной оси рельса имеет иной характер. А именно, в перлитных зёрнах, разрушенных при эксплуатации рельсов, скалярная плотность дислокаций максимальна на контактной поверхности; в перлитных зёрнах, не разрушенных при эксплуатации рельсов, максимальная величина скалярной плотности дислокаций наблюдается в объёме рельсов (на расстоянии 10 мм

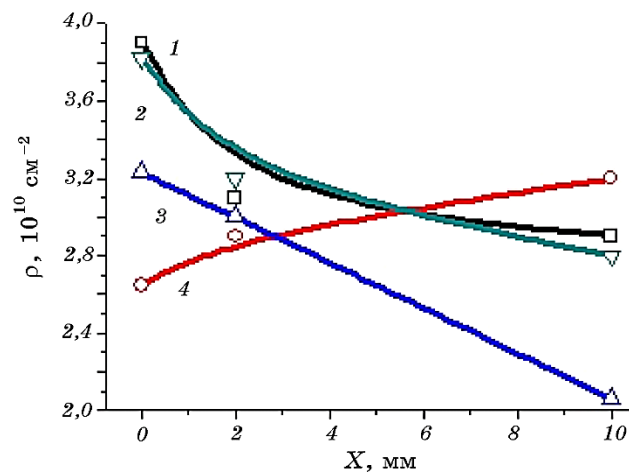


Рис. 11. Зависимость скалярной плотности дислокаций ферритной составляющей колоний перлита, находящихся в разрушенном (кривые 1 и 3) и неразрушенном (кривые 2 и 4) состояниях, от расстояния от поверхности катания; кривые 1 и 4 — структура от поверхности катания по центральной оси; кривые 2 и 3 — структура по выкружке.

Fig. 11. Dependence of scalar dislocation density of ferrite component of perlite colonies, being in the broken (curves 1 and 3) and unbroken (curves 2 and 4) states, on the distance from the tread surface; curves 1 and 4—the structure from tread surface along the central axis; curves 2 and 3—structure along the fillet.

от контактной поверхности).

Эксплуатация рельсов сопровождается повышением уровня упруго-пластических напряжений стали, величину которых, следуя работам [36, 37, 59–61], будем характеризовать избыточной плотностью дислокаций и амплитудой кривизны–кручения кристаллической решётки материала (рис. 12, 13).

Максимальная величина избыточной плотности дислокаций ферритной составляющей колоний перлита, характеризующая уровень упруго-пластических напряжений стали, фиксируется у контактной поверхности выкружки (независимо от состояния перлитных колоний — разрушены или нет) и поверхности катания (для неразрушенных колоний перлита). Для разрушенных колоний перлита структуры рабочей поверхности рельсов максимальная величина избыточной плотности дислокаций ферритной составляющей достигается в слое, расположенном на расстоянии 2 мм от контактной поверхности (рис. 12, кривая 1).

Анализируя результаты, представленные на рис. 13, можно отметить подобие характера этих зависимостей с характером результатов, приведённых на рис. 12.

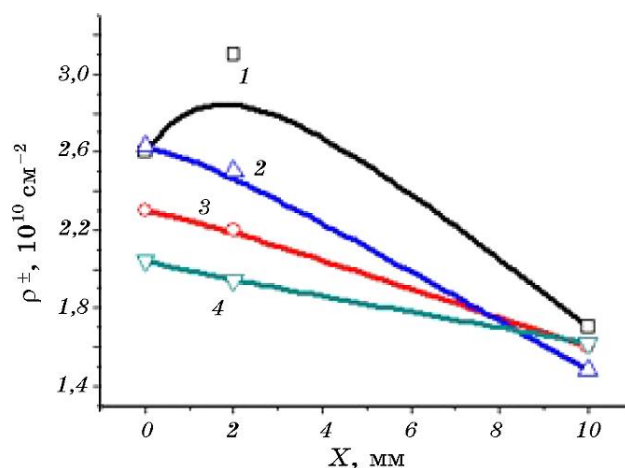


Рис. 12. Зависимость избыточной плотности дислокаций ферритной составляющей колоний перлита, находящихся в разрушенном (кривые 1 и 2) и неразрушенном (кривые 3 и 4) состояниях, от расстояния от поверхности катания; кривые 1 и 3 — структура от поверхности катания по центральной оси; кривые 2 и 4 — структура по выкружке.

Fig. 12. Dependence of excess dislocation density of ferrite component of pearlite colonies, being in broken (curves 1 and 2) and unbroken (curves 3 and 4) state, on the distance from the tread surface; curves 1 and 3—the structure from tread surface along the central axis; curves 2 and 4—structure along the fillet.

Представленные выше результаты исследования металла рельсов после длительной эксплуатации свидетельствуют о преобразовании структуры пластинчатого перлита. В научной литературе в основном обсуждаются два механизма разрушения пластин цементита при деформации стали с перлитной структурой [55, 59, 62–67].

Первый из них заключается в перерезании пластин движущимися дислокациями и выносом ими атомов углерода в феррит в поле напряжений дислокаций. Оценки, проведенные в работе [62], показывают, что в данном случае максимальный эффект распада цементита не может превышать десятых долей процента от имеющегося количества цементита.

Второй механизм заключается в вытягивании в процессе пластической деформации дислокациями атомов углерода из решетки карбидной фазы с образованием атмосфер Коттрелла вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цементита (0,4 эВ) [55, 59]. Диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластины цементита. При этом степень распада цементита

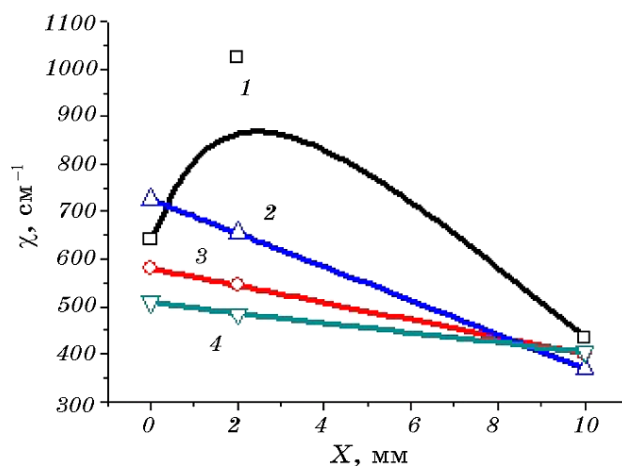


Рис. 13. Зависимость амплитуды кривизны–кручения кристаллической решётки ферритной составляющей колоний перлита, находящихся в разрушенном (кривые 1 и 2) и неразрушенном (кривые 3 и 4) состояниях, от расстояния от поверхности катания; кривые 1 и 3 — структура от поверхности катания по центральной оси; кривые 2 и 4 — структура по выкружке.

Fig. 13. Dependence of curvature–torsion amplitude of crystal lattice of ferrite component of pearlite colonies, being in broken (curves 1 and 2) and unbroken (curves 3 and 4) states, on the distance from tread surface along the central axis; curves 1 and 3—the structure from tread surface along the central axis; curves 2 and 4—structure along the fillet.

должна определяться величиной плотности дислокаций и типом субструктуры. Так, по мнению авторов работ [62, 63], модель распада цементита может быть представлена следующим образом. Пластическая деформация перлитной стали вызывает образование ячеистой субструктуры с границами ячеек, расположенными у межфазной границы «цементит–феррит». При наличии термодинамического стимула (энергия связи атомов углерода с дислокациями выше, чем с атомами железа в цементите) атомы углерода, подвижность которых инициируется пластической деформацией, переносятся из поверхностных слоёв цементита к дислокациям, локализованным на границе раздела фаз.

Первый процесс, осуществляющийся по механизму перерезания карбидных частиц и растаскивания их осколков, сопровождается лишь изменением их линейных размеров и морфологии (рис. 14). Изменение элементного состава цементита в процессе дробления минимально.

При протекании второго процесса (действие механизма растворения «на месте») наблюдается совершенно иная картина.

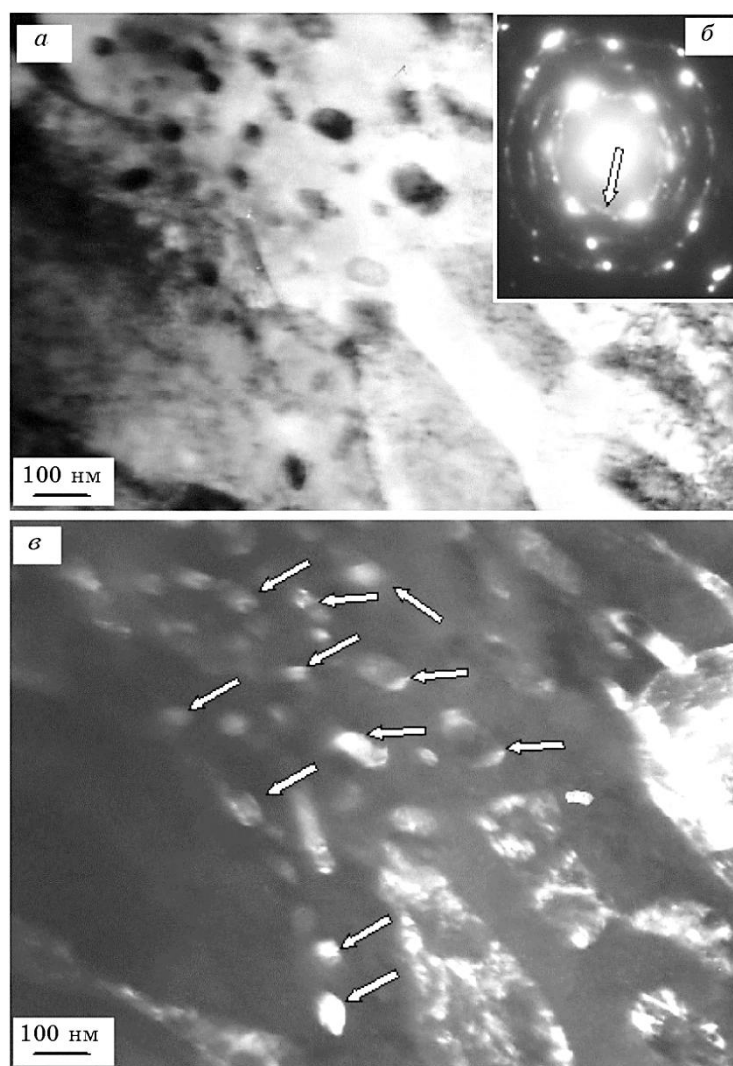


Рис. 14. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности катания: *a* — светлое поле, *б* — микроэлектронограмма, *в* — тёмное поле, полученное в рефлексе [012] Fe_3C ; стрелки указывают на (*б*) — рефлекс, в котором получено тёмное поле (*в*), а на (*в*) — частицы цементита.

Fig. 14. Electron microscope image of tread surface: *a*—light field, *б*—microelectron-diffraction pattern, *в*—dark field obtained in reflection [012] Fe_3C ; the arrows designate in (*б*)—the reflection of obtaining the dark field (*в*), in (*в*)—cementite particles.

На начальной стадии преобразования цементитные пластины перлитной колонии опутываются скользящими дислокациями

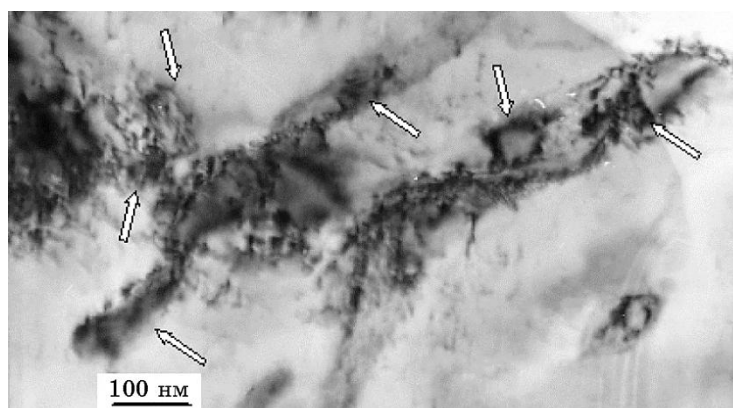


Рис. 15. ПЭМ-изображение структуры перлитной колонии, формирующейся при растворении пластин цементита по механизму «на месте» (первая стадия процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии). Стрелками указаны фрагменты в пластинах цементита.

Fig. 15. TEM image of pearlite colony structure formed during dissolution of cementite plates by the mechanism ‘at place’ (the first stage of transformation process of cementite plates of pearlite colony). The arrows designate the fragments in cementite plates.

(рис. 15). Это сопровождается разбиванием пластин цементита на отдельные слабо разориентированные фрагменты.

Затем, с увеличением степени пластической деформации материала, вследствие вытягивания атомов углерода из кристаллической решётки цементита, может происходить изменение структуры карбида.

Вторая стадия преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующаяся по механизму растворения «на месте» и заключающаяся в вытягивании атомов углерода из кристаллической решётки цементита, сопровождается изменением дефектной субструктуры карбида, что обусловлено проникновением скользящих дислокаций из кристаллической решётки феррита в кристаллическую решётку цементита (рис. 16). Следовательно, на данной стадии растворения пластин цементита особую роль играют межфазные границы « α -фаза/цементит». Когерентная или полукогерентная граница [64] облегчает проникновение дислокаций из α -фазы в цементит и обратно и тем самым способствует разрушению и растворению карбида. Некогерентная большеугловая межфазная граница стабилизирует структуру карбида и оставляет возможность реализоваться лишь диффузионному массопереносу. Именно поэтому пластины цементита в перлитной колонии разрушаются, а сферические частицы цементита на границах зёрен и субзёрен со-

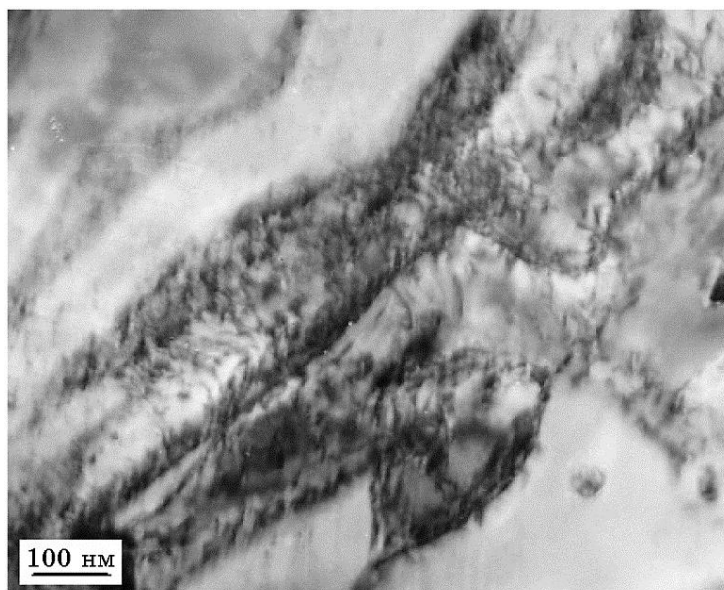


Рис. 16. ПЭМ-изображение второй стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующейся по механизму растворения «на месте».

Fig. 16. TEM image of the second stage of cementite plate transformation realized by the mechanism of dissolution 'at place'.

храняются.

На следующем этапе растворения цементита весь объём материала, занимаемый ранее цементитной пластиной, заполняется наноразмерными частицами. Характерное изображение формирующейся при этом структуры приведено на рис. 17. Кроме этого, наноразмерные частицы карбидной фазы наблюдаются и в ферритной матрице, заполняющей межпластинчатое пространство перлитных колоний. Данные частицы могут быть вынесены туда в процессе дислокационного скольжения, либо, что менее вероятно, образоваться в процессе деформационного распада твёрдого раствора углерода в кристаллической решётке железа.

Последний этап эволюции пластин цементита, зафиксированный в работах [55, 59] при исследовании волочёной перлитной стали, заключается в формировании разориентированной квазиполосовой субструктуры на основе α -фазы. Внутри полос и между ними наблюдаются наноразмерные частицы карбида железа Fe_4C . Выделений других фаз не обнаружено. Здесь необходимо отметить вывод, что в α -матрице с плотностью дислокаций $(5-6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ наиболее устойчивыми оказываются наноразмерные частицы кар-

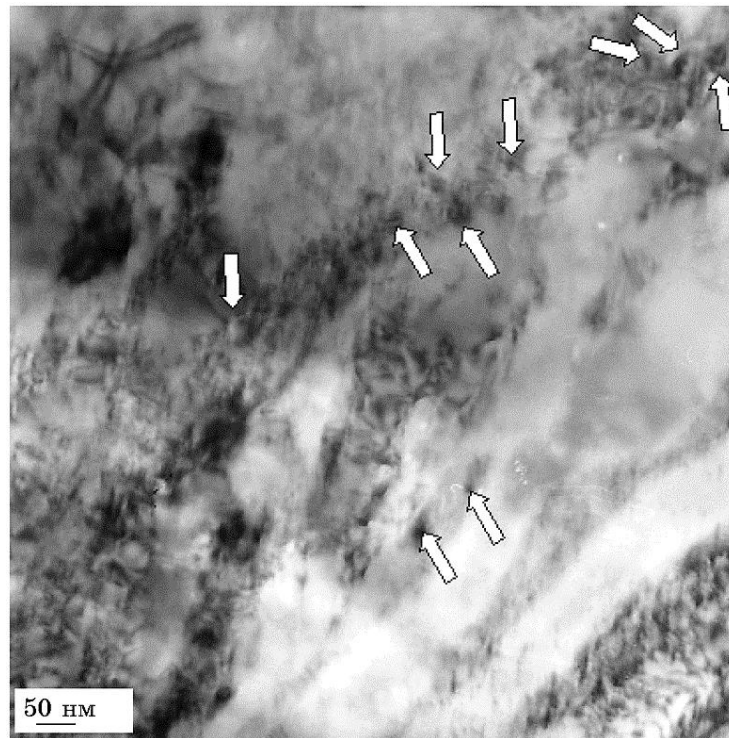
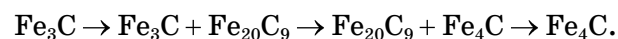


Рис. 17. ПЭМ-изображение третьей стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующейся по механизму растворения «на месте». Стрелками указаны наноразмерные частицы карбидной фазы, формирующиеся в структуре пластин цементита.

Fig. 17. TEM image of the third stage of transformation process of cementite plates of pearlite colony realized by the mechanism of dissolution 'at place'. Arrows designate the nanosize particles of carbide phase formed in cementite plate structure.

бида Fe_4C . Цементит и пересыщенный (по углероду) карбид Fe_{20}C_9 в этих условиях не обнаруживаются.

Цепочка фазовых трансформаций цементита в процессе холодного волочения выглядит следующим образом [61, 68]:



Атомы углерода, не содержащиеся в частицах карбида Fe_4C , сосредоточены на дефектах кристаллического строения (вакансии, дислокации, субграницы и границы зёрен, микротрещины) и в твёрдом растворе на основе α -фазы.

Процесс растворения «на месте» связан с массопереносом, по

крайней мере, атомов углерода. Он может осуществляться по нескольким механизмам.

Во-первых, это диффузия атомов по междоузлиям. Впервые этот механизм был предложен в работе [65], в дальнейшем подтверждён в работах [63, 66]. Установлено [67], что пластическая деформация путём деформационного массопереноса обычно представляет направленное движение большого количества вакансий между областями с разными знаками внутренних напряжений.

Диффузия атомов углерода по деформационным вакансиям — это второй механизм переноса. При увеличении степени пластической деформации резко возрастает общая плотность дислокаций, происходит интенсивное развитие фрагментированной структуры и рост разориентации фрагментов, возрастает плотность дефектов кристаллической решётки в приграничных областях и на границах зёрен [68, 69]. Подобное наблюдалось при исследовании сталей феррито-перлитного класса 20Г2Р [8, 22], 70ХГСА [70] и стали 10 [71], а также стали перлитного класса 9ХФ [72–74]. В рассмотренных условиях может происходить ускоренная диффузия атомов углерода по коротким путям циркуляции, т.е. по трубкам дислокаций, границам зёрен и фрагментов [67]. Это будет являться третьим механизмом переноса.

Известно, что энергия активации диффузии по ядрам дислокаций много меньше, чем по объёму материала. Этот механизм также включён авторами работ [63, 66] в перечень возможных способов переноса атомов углерода при растворении цементита. Разумеется, удельный вес всех механизмов в процессе растворения цементита будет зависеть от структуры последнего, условий деформирования и степени легирования стали. Дислокации могут «терять» атомы углерода, скорее всего, в участках твёрдого раствора со значительной кривизной–кручения кристаллической решётки. Эти участки закрепляются после попадания туда углерода. В противном случае процесс должен идти в обратном направлении — углерод должен переходить из твёрдого раствора на дислокации [67].

Следует отметить, что рассмотренные деформационные преобра-

ТАБЛИЦА 5. Результаты трибологических испытаний металла рельсовой стали.

TABLE 5. The results of tribological tests of rail steel metal.

Глубина	Параметр	Коэффициент трения, μ	Коэффициент износа, $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$
Поверхность катания		0,43	$5,1 \cdot 10^{-6}$
15 мм от поверхности катания		0,42	$5,5 \cdot 10^{-6}$

зования структуры рельсовой стали при эксплуатации на железной дороге, не сказались негативным образом на трибологических свойствах поверхности катания изделия. Анализируя представленные в табл. 5 результаты, можно отметить, что износостойкость поверхностного слоя стали после эксплуатации несколько (в $\cong 1,1$ раза) превышает износостойкость объёма изделия.

3.3. Перераспределение углерода в структуре рельсовой стали после длительной эксплуатации рельсов

Углерод в структуре стали может находиться в твёрдом растворе на основе α - и γ -железа (в позиции элементов внедрения), на дислокациях (в виде атмосфер Коттрелла и Максвелла), на межфазных (карбид/матрица) и внутрифазных (границы зёрен, пакетов и кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита) границах, в частицах карбидной фазы [75–81]. Количество углерода в твёрдых растворах на основе α - и γ -железа обычно оценивается по относительному изменению параметра кристаллической решётки данных фаз [82–84]. Оценки количества углерода в карбидных частицах проводят, исходя из химического состава карбида, типа кристаллической решётки и объёмной доли частиц карбидной фазы в стали. Для цементита (в предположении стехиометрического состава) подобный расчёт осуществлён в [85]. Оценка количества углерода, расположенного на дефектах (дислокациях и границах раздела), является наиболее сложным моментом и с большим трудом поддаётся прямому экспериментальному определению. Весьма часто из этой ситуации выходят, используя косвенные методы (например, методы внутреннего трения и микрорентгеноспектрального анализа) [77, 81], а также проводят теоретические оценки. Наиболее полный анализ перераспределения углерода в легированных сталях в зависимости от температуры отпуска осуществлён в [75, 77], в случае легированных сталей (состояние закалки и низкотемпературного отпуска) — в [86, 87]. В [88] представлены результаты количественных исследований структурно-фазового состояния закалённой стали 38ХНЗМФА, выявлены места расположения углерода и выполнен анализ его перераспределения в зависимости от температуры аустенизации.

Вычисление параметра кубической решётки (a_0) было выполнено с помощью соотношения [57]:

$$a_0 = d_{hkl} h \sqrt{h^2 + k^2 + l^2},$$

где d_{hkl} — межплоскостное расстояние, h, k, l — индексы плоскости.

Расчёт размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) проводили на малых углах дифракции по формуле Шеррера [89]:

ТАБЛИЦА 6. К методу анализа распределения углерода в стали.**TABLE 6.** To the method of analysis of carbon distribution in steel.

Места расположения углерода	Оценочные выражения	Литературный источник
Твёрдый раствор на основе α -железа	$\Delta C_{\alpha} = \Delta V_{\alpha} \frac{a_{\alpha} - a_{\alpha}^0}{39 \pm 4} \cdot 10^3 *$	[81, 82]
Частицы карбидных фаз	$\Delta C(\text{Fe}_3\text{C}) = 0,07 \cdot \Delta V_i$	[85, 88]
Элементы дефектной структуры	$\Delta C_{\text{д}} = C_0 - \Delta C_{\alpha} - \Delta C(\text{Fe}_3\text{C})$	[88]

* ΔV_{α} , ΔV_i — объёмная доля α -Fe и карбидных фаз, соответственно, a_{α} — текущий параметр решётки α -фазы, $a_{\alpha}^0 = 0,28668$ нм [90], $a_{\alpha} = 0,28782$ нм, C_0 — среднее содержание углерода в стали.

$$D_{hkl} = K\lambda / (\beta \cos \theta_{hkl}),$$

где D_{hkl} — размер ОКР, K — коэффициент, учитывающий форму частиц, λ — длина волны рентгеновского излучения, β — полуширина рентгеновского рефлекса, θ_{hkl} — величина угла дифракции. Расчёт выполняли при $K = 0,94$.

Микроискажения кристаллической решётки α -железа $\Delta d/d$ рассчитывались по уширению рефлекса с помощью выражения [89]:

$$\Delta d/d = 0,25 \beta \text{ctg} \theta_{hkl}.$$

Оценки относительного содержания атомов углерода на структурных элементах стали осуществляли исходя из выражений, обобщённых в табл. 6. Результаты выполненных оценок представлены в табл. 7.

Проведённые оценки показывают, что эксплуатация рельсовой

ТАБЛИЦА 7. Распределение углерода в структуре рельсовой стали после эксплуатации.**TABLE 7.** Carbon distribution in structure of rail steel after operation.

Структурные элементы	Концентрация углерода, % вес.		
	Поверхность	2 мм от поверхности	10 мм от поверхности
Частицы цементита	0,33	0,71	0,75
Кристаллическая решётка α -Fe	0,0284	0,0	0,0
Дефекты кристаллической структуры	0,3816	0,03	0,0

стали сопровождается существенным перераспределением атомов углерода в поверхностном слое рельсов. Если в исходном состоянии основное количество атомов углерода было сосредоточено в частицах цементита, то после эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы зёрен и субзёрен), а в поверхностном слое стали атомы углерода обнаружены и в кристаллической решётке на основе α -железа.

3.4. Физическая природа упрочнения металла дифференцированно закалённых рельсов при длительной эксплуатации

К настоящему времени достигнут значительный прогресс в понимании упрочнения металлов и сплавов при различных видах внешних воздействий, основанный на анализе элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры и кристаллической решётки основных фаз, внутренних полей напряжений и их источников (концентраторов напряжений) [91–93]. Для объёмно закалённых рельсов проведены теоретические оценки аддитивного предела текучести поверхности металла рельсов на основе анализа многофакторного характера упрочнения, обусловленного субструктурным упрочнением, упрочнением частицами карбидной фазы (дисперсионное упрочнение), упрочнением, обусловленным осаждением на дислокациях атомов углерода, упрочнением действующими полями напряжений.

Как отмечалось выше, в двух предыдущих разделах, упрочнение поверхностного слоя металла рельсовой стали в процессе длительной эксплуатации является многофакторным и обусловлено совокупным действием ряда физических механизмов. Рассмотрим эти механизмы подробнее.

Эксплуатация рельсов сопровождается формированием в поверхностном слое фрагментированной субструктуры. Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение, упрочнение границами фрагментов), разделяющими фрагменты, можно оценить, используя выражение [91–93]:

$$\sigma(L) = \sigma_0 + k^* L^{-m}, \quad (6)$$

где $m = 1$ или $1/2$, L — средний размер фрагментов. Установлено, что величина k^* при $m = 1$ изменяется от 0,015 до 0,01 кгс/мм, а при $m = 1/2$ — от 0,2 до 0,98 кгс/мм^{3/2} [91–93].

При расчётах использовали следующие значения параметров, входящих в уравнение (6): $m = 1$, $k = 0,015$ кгс/мм; σ_0 представляет собой напряжение трения кристаллической решётки материала, т.е. напряжение, необходимое для движения дислокаций в одно-

фазных «чистых» монокристаллах (монокристаллах, не содержащих примеси). Напряжение σ_0 существенно зависит от степени чистоты материала и величины его наклёпанности. Для теоретически чистого материала $\sigma_0 = 17$ МПа. Экспериментально определённые значения σ_0 изменяются в пределах от 27 до 60 МПа [91, 94, 95]. Для сталей обычно используется величина σ_0 , равная (30–40) МПа [91].

В исследуемой рельсовой стали, как в исходном состоянии, так и после эксплуатации, выявляется дислокационная субструктура с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций. Напряжение, необходимое для поддержания пластической деформации, т.е. напряжение течения σ_d , необходимое для преодоления движущимися дислокациями (носителями деформации) сил взаимодействия с неподвижными дислокациями (дислокациями «леса»), связано со скалярной плотностью дислокаций следующим образом [91–93, 96]:

$$\sigma_d = \sigma_0 + \alpha m G b \sqrt{\langle \rho \rangle}, \quad (7)$$

где σ_0 — напряжение течения недислокационного происхождения, т.е. обусловленное иными механизмами упрочнения, $\langle \rho \rangle$ — средняя (скалярная) плотность дислокаций, m — ориентационный фактор Шмида, α — параметр, характеризующий величину междислокационных взаимодействий, равный 0,1–0,51 [95, 97], G — модуль сдвига ($\cong 80$ ГПа), модуль вектора Бюргерса дислокации $b = 0,25$ нм. Для сталей с учётом ориентационного множителя m обычно принимают $\alpha m \cong 0,5$.

Выше было показано, что эксплуатация рельсов сопровождается формированием в стали внутренних полей напряжений. Процедура оценки величины внутренних полей напряжений, как отмечено ранее, сводится к определению градиента кривизны–кручения кристаллической решётки χ [67, 98] (уравнения (4), (5)).

Величина избыточной плотности дислокаций ρ_{\pm} связана с χ через модуль вектора Бюргерса дислокаций b (см. уравнение (3)).

Величину пластической составляющей внутренних полей напряжений оценивают, исходя из соотношения [67, 98]:

$$\sigma_{пл} = m \alpha G b \sqrt{\rho_{\pm}}, \quad (8)$$

Величину упругой составляющей оценивают, исходя из соотношения [60, 98]:

$$\sigma_{упр} = m \alpha G t \chi_{упр}, \quad (9)$$

где t — толщина фольги, принятая равной 200 нм, $\chi_{упр}$ — упругая

составляющая кривизны–кручения кристаллической решётки.

Основной структурной составляющей рельсовой стали в исходном состоянии и после эксплуатации является перлит пластинчатой морфологии. Вклад перлитной составляющей в упрочнение стали оценивается в соответствии с уравнением [91, 92]:

$$\sigma(\Pi) = k_y (4,75L)^{-1/2} 0,24V(\Pi), \quad (10)$$

где L — расстояние между пластинами цементита, $V(\Pi)$ — относительное содержание перлита в стали, $k_y = 2$ кгс/мм^{3/2}. Выполненные оценки показали, что вклад перлитной составляющей структуры в упрочнение стали составляет 165 МПа на глубине 10 мм.

Эксплуатация рельсов сопровождается протеканием процесса динамического старения стали, что приводит к формированию в материале наноразмерных частиц карбида железа. Частицы карбида железа, размеры которых превышают 5 нм, теряют когерентную связь с кристаллической решёткой α -фазы [91]. Следовательно, присутствующие в рельсовой стали наноразмерные частицы карбидной фазы, размеры которых превышают 10 нм, являются некогерентными. Некогерентные частицы цементита являются препятствием движению дислокаций, что приводит к упрочнению материала. Оценки упрочнения стали, учитывающие присутствие некогерентных частиц второй фазы, осуществляли, используя соотношение [99]:

$$\sigma_{\text{ч}} = M \frac{mG_m b}{2\pi|\lambda - D|} \Phi \ln \left| \frac{\lambda - D}{4b} \right|, \quad (11)$$

где λ — среднее расстояние между частицами, D — средний размер частиц, m — ориентационный множитель, равный для ОЦК-материалов 2,75, $\Phi = 1$ для винтовой и $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$ для краевой дислокаций, M — параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице, равный 0,81–0,85 [97].

Твёрдорастворное упрочнение вычислялось по соотношению:

$$\sigma_{(C)} = \Delta C k_{(C)}, \quad (12)$$

где ΔC — концентрация углерода в кристаллической решётке, определяемая методами РФА на поверхности, $k_{(C)}$ — экспериментально определяемый коэффициент пропорциональности.

Общий предел текучести стали в первом приближении, основанном на принципе аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения материала, можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения.

ТАБЛИЦА 8. Оценки механизмов упрочнения выкружки рельсовой стали.**TABLE 8.** Estimations of hardening mechanisms of rail steel fillet.

Механизм упрочнения	Расстояние от поверхности, мм		
	$\cong 0$	2	10
Дислокационное упрочнение, σ_d , МПа	375	350	330
Упрочнение полями внутренних напряжений:			
пластическая составляющая $\sigma_{пл}$, МПа	300	270	230
упругая составляющая $\sigma_{упр}$, МПа	20	30	0
Упрочнение перлитной составляющей $\sigma(П)$, МПа	48	115	165
Упрочнение частицами цементита σ_c , МПа	67	0	0
Твёрдорастворное упрочнение $\sigma_{(C)}$, МПа	133	0	0
Аддитивное суммирование, МПа	943	765	725

Таким образом, определив количественные характеристики структуры стали, можно в первом приближении осуществить анализ физических механизмов, ответственных за эволюцию твёрдости стали в процессе эксплуатации рельсов, а также выявить физические механизмы формирования градиента твёрдости рельсовой стали.

Результаты количественного исследования структуры рельсовой стали, представленные выше и в [100], позволяют, используя соответствующие выражения физического материаловедения, приведённые выше, выполнить анализ механизмов упрочнения и оценить их величину в зависимости от расстояния до рабочей поверхности рельсов. В расчёт принимались характеристики основной структурной составляющей исследуемой стали — зёрен перлита пластинчатой морфологии. Результаты данных оценок приведены в табл. 8 и 9.

Их анализ, показывает, что упрочнение рельсовой стали носит многофакторный характер и определяется совокупностью структурных составляющих материала. А именно, наличием в материале дислокационной субструктуры и степени её поляризации (формирования внутренних полей дальнедействующих напряжений), присутствием пластин цементита перлитных колоний и наноразмерных частиц карбидной фазы в пластинах феррита перлитных колоний, формированием пересыщенного по углероду твёрдого раствора на основе кристаллической решётки α -железа. Независимо от анализируемого объёма материала (выкружка или поверхность ката-

ТАБЛИЦА 9. Оценки механизмов упрочнения поверхности катания рельсовой стали.**TABLE 9.** Estimations of hardening mechanisms of tread surface of rail steel.

Механизм упрочнения	Расстояние от поверхности, мм		
	0	2	10
Дислокационное упрочнение σ_d , МПа	363	356	340
Упрочнение полями внутренних напряжений:			
пластическая составляющая $\sigma_{пл}$, МПа	322	302	253
упругая составляющая $\sigma_{упр}$, МПа	34	49	21
Упрочнение перлитной составляющей $\sigma(П)$, МПа	41	140	165
Упрочнение частицами цементита σ_c , МПа	113	0	0
Твёрдорастворное упрочнение $\sigma_{(C)}$, МПа	133	0	0
Аддитивное суммирование, МПа	1006	847	779

ния) и расстояния до рабочей поверхности основной вклад в упрочнение металла рельсовой стали вносит дислокационная субструктура, формирующаяся в процессе эксплуатации рельсов.

При анализе полученных результатов следует иметь в виду ещё один неучтённый фактор упрочнения — присутствие атомов углерода на дефектах кристаллической решётки стали (дислокациях, границах зёрен и субзёрен). На эту возможность указывают выполненные оценки распределения атомов углерода в структуре стали. Очевидно, что формирование атмосфер и сегрегаций атомов углерода на дефектах кристаллического строения стали будет оказывать влияние на их подвижность, т.е. упрочнять материал.

При суммировании не учтён вклад субструктурного упрочнения, так как фрагментированная субструктура наблюдалась в основном в зёрнах структурно-свободного феррита, объёмная доля которых незначительна ($\cong 5\%$).

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке 100-метровых дифференцированно закалённых рельсов после длительной эксплуатации, и выявлены количественные показатели механизмов упрочнения металла рельсов.

Показано, что в исходном состоянии структура рельсовой стали представлена зёрнами перлита пластинчатой морфологии, зёрнами феррито-карбидной смеси структурно свободного феррита. Образовавшиеся на поверхности катания головки в процессе длительной эксплуатации дефекты контактно-усталостного происхождения имеют незначительную степень развития, глубина их не превышает 140 мкм.

В условиях интенсивного деформационного воздействия в поверхностном слое толщиной до 10 мм формируется градиентная структура, выражающаяся в закономерном изменении скалярной и избыточной плотности дислокаций, амплитуды кривизны-кручения кристаллической решётки стали, степени деформационного преобразования структуры пластинчатого перлита.

Показано, что пластическая деформация рельсов сопровождается протеканием одновременно двух процессов преобразования структуры и фазового состава колоний пластинчатого перлита: 1) перерезание пластин цементита и 2) растворение пластин цементита. Первый процесс, осуществляющийся по механизму перерезания карбидных частиц и растаскивания их осколков, сопровождается лишь изменением их линейных размеров и морфологии. Второй процесс разрушения пластин цементита колоний перлита осуществляется путём ухода атомов углерода из кристаллической решётки цементита на дислокации, вследствие чего возможно фазовое преобразование материала с образованием на заключительной стадии частиц карбида состава Fe_4C .

Разрушение частиц цементита в поверхностных слоях рельсов приводит к перераспределению атомов углерода, основным местом расположения которых в стали перед эксплуатацией рельсов являлись частицы карбидной фазы. Атомы углерода, покинувшие кристаллическую решётку частиц цементита, располагаются на дефектах кристаллической структуры стали (дислокации, границы зёрен и субзёрен).

Выявлен многофакторный характер упрочнения стали, что обусловлено, во-первых, упрочнением частицами карбидной фазы, расположенными в объёме фрагментов и на элементах дислокационной субструктуры (дисперсионное упрочнение); во-вторых, упрочнением за счёт формирования перлитной структуры; в-третьих, упрочнением, обусловленным формированием дислокационной субструктуры; в-четвертых, упрочнением, вносимым внутренними полями напряжений, вызванными несовместностью деформации кристаллических решёток структурных составляющих α -фазы и частиц карбидной фазы, и, в-пятых, упрочнением в результате формирования твёрдого раствора углерода в кристаллической решётке α -железа. Показано, что независимо от анализируемого объёма материала (выкружка или поверхность катания) и рас-

стояния до рабочей поверхности основной вклад в упрочнение металла рельсовой стали вносит дислокационная субструктура, формирующаяся в процессе эксплуатации рельсов. Установлено, что эксплуатация рельсов сопровождается упрочнением поверхностного слоя металла, в результате чего прочность поверхностного слоя стали выше прочности объёма рельсов в $\cong 1,3$ раза.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Л. В. Корнева, Г. Н. Юнин, Н. А. Козырев и др., *Изв. вуз. Чёрная металлургия*, № 12: 38 (2010).
2. Л. А. Смирнов, А. А. Дерябин, А. Б. Добужская и др., *Бюллетень «Чёрная металлургия»*, № 6: 43 (2005).
3. В. И. Семенов, *Металлы Евразии*, № 5: 30 (2000).
4. Н. А. Козырев, В. В. Павлов, Л. А. Годик, В. П. Дементьев, *Железнодорожные рельсы из электростали* (Новокузнецк: Евраз Холдинг: 2006).
5. V. E. Gromov, A. B. Yuriev, K. V. Morozov, and Yu. F. Ivanov, *Microstructure of Quenched Rails* (Cambridge: CISP Ltd.: 2016).
6. А. И. Борц, Е. А. Шур, В. М. Федин, *Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений: Сб. научных трудов* (Екатеринбург: ОАО «УИМ»: 2011), с. 94.
7. В. Е. Громов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, Ю. Ф. Иванов, А. Б. Юрьев, *Формирование микроструктуры рельсов при закалке и длительной эксплуатации* (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2017).
8. Е. А. Шур, *Повреждение рельсов* (Москва: Ин-текст: 2012).
9. Yu. Ivanisenko and H. J. Fecht, *Steel Tech.*, 3, No. 1: 19 (2008).
10. Yu. Ivanisenko, I. Maclaren, X. Souvage, R. Z. Valiev, and H. J. Fecht, *Acta Mater.*, 54: 1659 (2006).
11. J.-L. Ning, E. Courtois-Manara, L. Kormanavaeva, A. V. Ganeev, R. Z. Valiev, C. Kubel, and Yu. Ivanisenko, *Mater. Sci. Eng. A*, 581: 81 (2013).
12. V. G. Gavriljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, 345: 81 (2003).
13. Y. J. Li, P. Chai, C. Bochers, S. Westerkamp, S. Goto, D. Raabe, and R. Kirchheim, *Acta Mater.*, 59: 3965 (2011).
14. V. G. Gavriljuk, *Scr. Mater.*, 45: 1469 (2001).
15. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, О. А. Перегудов, К. В. Морозов, А. П. Семин, *Успехи физики металлов*, 17, № 3: 253.
16. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Е. Г. Белов, В. Б. Костерев, Д. А. Косинов, *Успехи физики металлов*, 17, № 4: 303 (2016).
17. В. Е. Кормышев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, *Успехи физики металлов*, 18, № 2: 111 (2017).
18. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, О. А. Перегудов, К. В. Морозов, А. Б. Юрьев, *Изв. высших учебных заведений. Чёрная металлургия*, 58, № 4: 262 (2015).
19. О. А. Перегудов, К. В. Морозов, В. Е. Громов, А. М. Глезер, Ю. Ф. Иванов, *Деформация и разрушение материалов*, № 11: 34 (2015).
20. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, К. В. Алсараева, Н. А. Попова, Е. Л. Никоненко, *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*, 12, № 2: 203 (2015).
21. Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, В. Е. Громов, Н. А. Попова,

- Е. Л. Никоненко, *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*, № 3: 59 (2015).
22. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, Н. А. Попова, Е. Л. Никоненко, *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*, № 4: 98 (2015).
23. В. Е. Громов, О. А. Перегудов, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, К. В. Алсараева, *Вопросы материаловедения*, 3 (вып. 83): 30 (2015).
24. К. В. Морозов, В. Е. Громов, О. А. Перегудов, Ю. Ф. Иванов, А. Б. Юрьев, К. В. Аксёнова, *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*, № 1: 53 (2016).
25. Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, В. Е. Громов, *Изв. высших учебных заведений. Чёрная металлургия*, 59, № 8: 576 (2016).
26. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, А. М. Глезер, О. А. Перегудов, К. В. Морозов, *Изв. РАН. Серия физическая*, 80, № 12: 1682 (2016).
27. V. E. Gromov, O. A. Peregudov, Y. F. Ivanov, K. V. Morozov, K. V. Alsaeva, and O. A. Semina, *J. Surface Investigation. X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 10, Iss. 1: 76 (2016).
28. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, X. L. Wang, W. B. Dai, Yu. V. Ponomareva, and O. A. Semina, *Mater. Electronics Eng.*, 2, No. 4: 1 (2015).
29. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, and A. B. Yur'ev, *Steel in Translation*, 45, No. 4: 254 (2015).
30. O. A. Peregudov, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, K. V. Alsaeva, and O. A. Semina, *AIP Conference Proceedings*, 1683, No. 020179 (2015).
31. V. E. Gromov, K. V. Morozov, A. B. Yur'ev, and O. A. Peregudov, *Steel in Translation*, 45, No. 10: 759 (2015).
32. Yu. F. Ivanov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, V. E. Gromov, N. A. Popova, and E. N. Nikonenko, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 112, No. 012038 (2016).
33. V. E. Gromov, K. V. Morozov, Yu. F. Ivanov, K. V. Aksenova, O. A. Peregudov, and A. P. Semin, *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, No. 1: 38 (2016).
34. V. E. Gromov, O. A. Peregudov, Y. F. Ivanov, A. M. Glezer, K. V. Morozov, K. V. Aksenova, and O. A. Semina, *AIP Conference Proceedings*, 1783: No. 020069 (2016).
35. Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова, *Структура перлита и конструктивная прочность стали* (Новосибирск: Наука: 1993).
36. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, and E. N. Nikitina, *Bainitic Constructional Steel: Structure and Hardening Mechanisms* (Cambridge: CISP Ltd.: 2017).
37. Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов, В. Е. Громов, *Закалённая конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения* (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2010).
38. Х. Вашуль, *Практическая металлография. Методы изготовления образцов* (Москва: Металлургия: 1988).
39. В. С. Чернявский, *Стереология в металловедении* (Москва: Металлургия: 1977).
40. С. А. Салтыков, *Стереометрическая металлография* (Москва: Металлургия: 1970).
41. J. M. Zuo and J. C. H. Spence, *Advanced Transmission Electron Microscopy* (New York: Springer: 2017).

42. B. Fultz and J. Howe, *Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials* (Berlin: Springer: 2013).
43. J. Thomas and T. Gemming, *Analytical Transmission Electron Microscopy* (Dordrecht, Netherlands: Springer: 2014).
44. F. R. Egerton, *Physical Principles of Electron Microscopy* (Basel: Springer International Publishing: 2016).
45. C. S. S. R. Kumar, *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials* (New York: Springer: 2014).
46. C. B. Carter and D. B. Williams, *Transmission Electron Microscopy* (Berlin: Springer International Publishing: 2016).
47. H. Schumann, *Metallographie* (Leipzig: VEB: 1964).
48. А. А. Клопотов, Ю. А. Абзаев, А. И. Потекаев, О. Г. Волокитин, В. Д. Клопотов, *Физические основы рентгеноструктурного исследования кристаллических материалов* (Томск: Изд-во Томского политехнического университета: 2013).
49. Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова и др., *Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклинаций* (Ленинград: ФТИ: 1984), с. 161.
50. Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, С. П. Жуковский и др., *Физ. мет. металловед.*, **60**, № 1: 171 (1985).
51. П. Хирш, А. Хови, П. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан, *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (Москва: Мир: 1968).
52. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Известия вузов. Физика*, № 8: 3 (1982).
53. Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова и др., *Дисклинации и ротационная деформация твёрдых тел* (Ленинград: Изд. ФТИ: 1988), с. 103.
54. Л. А. Теплякова, Л. Н. Игнатенко, Н. Ф. Касаткина и др., *Пластическая деформация сплавов. Структурно-неоднородные материалы* (Томск: Изд. ТГУ: 1987), с. 26.
55. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Н. А. Попова, С. В. Коновалов, Н. А. Конева, *Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали* (Новокузнецк: Полиграфист: 2016).
56. И. И. Беркович, Д. Г. Громаковский, *Трибология. Физические основы, механика и технические приложения. Учебник для вузов* (Ред. Д. Г. Громаковский) (Самара: Самарский гос. техн. ун-т: 2000).
57. Л. М. Утевский, *Дифракционная электронная микроскопия в металлургии* (Москва: Металлургия: 1973).
58. В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. И. Базайкин, Ю. Ф. Иванов и др., *Физика и механика волочения и объёмной штамповки* (Москва: Недра: 1997).
59. Г. Томас, М. Дж. Гориндж, *Просвечивающая электронная микроскопия материалов* (Москва: Наука: 1983).
60. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, Л. И. Тришкина, Д. В. Лычагин, *Сб. трудов международной конференции «Новые методы в физике и механике деформируемого твёрдого тела»* (Томск: ТГУ: 1990), с. 83.
61. Н. Конева, С. Киселева, Н. Попова, *Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь* (Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing: 2017).
62. В. Г. Гаврилюк, Д. С. Герцрикен, Ю. А. Полушкин, В. М. Фальченко, *Физ. мет. металловед.*, **51**, № 1: 147 (1981).
63. В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, *Металлофизика*, **4**, № 3: 74 (1982).
64. Р. Ф. Мейл, У. К. Хагель, *Успехи физики металлов* (Москва: Металлургия:

- 1960), с. 88.
65. М. В. Белоус, В. Т. Черепин, *Физ. мет. металловед.*, **14**, № 1: 48 (1962).
66. В. Г. Гаврилюк, *Распределение углерода в стали* (Киев: Наукова думка: 1987).
67. О. М. Смирнов, В. А. Лазарев, *Физ. мет. металловед.*, **56**, № 1: 115.
68. А. А. Батаев, *Закономерности пластической деформации перлита и разработка эффективных процессов упрочнения сталей с гетерофазной структурой* (Дисс. ... докт. техн. наук) (Новосибирск: 1995).
69. Э. В. Козлов, Д. М. Закиров, Н. А. Попова и др., *Изв. вузов. Физика*, № 3: 63 (1998).
70. В. Е. Громов, В. А. Бердышев, Э. В. Козлов, В. И. Петров, В. Д. Сарычев, В. В. Дорофеев, Ю. Ф. Иванов, Л. Н. Игнатенко, Н. А. Попова, В. Я. Целлермаер, *Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали* (Москва: Недра коммюникейшинс ЛТД: 2000).
71. А. М. Гурьев, Э. В. Козлов, Л. Н. Игнатенко, Н. А. Попова, *Физические основы термоциклического борирования сталей* (Барнаул: АлтГТУ: 2000).
72. Н. А. Попова, С. Г. Жулейкин, Л. Н. Игнатенко и др., *Вестник Тамбовского университета*, **8**, № 4: 589 (2003).
73. В. В. Ветер, Н. А. Попова, Л. Н. Игнатенко, Э. В. Козлов, *Изв. вузов. Чёрная металлургия*, № 10: 44 (1994).
74. В. В. Ветер, С. Г. Жулейкин, Л. Н. Игнатенко, В. В. Коваленко, В. Е. Громов, Н. А. Попова, Э. В. Козлов, *Изв. АН. Серия физическая*, **67**, № 10: 1375 (2003).
75. В. Г. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и стали* (Москва: Наука: 1977).
76. М. В. Белоус, Ю. Н. Москаленок, В. Т. Черепин, Ю. П. Шейко, С. Мешашти, *Физ. мет. металловед.*, **80**, вып. 3: 103 (1995).
77. М. В. Белоус, В. Б. Новожилов, Л. С. Шаталова, Ю. П. Шейко, *Физ. мет. металловед.*, **79**, вып. 4: 128 (1995).
78. В. И. Изотов, А. Г. Козлова, *Физ. мет. металловед.*, **80**, вып. 1: 97 (1995).
79. В. И. Изотов, Г. А. Филиппов, *Физ. мет. металловед.*, **87**, вып. 4: 72 (1999).
80. G. R. Speich, *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**, No. 10: 2553 (1969).
81. D. Kalich and E. M. Roberts, *Met. Trans.*, **2**, No. 10: 2783 (1971).
82. E. J. Fasiska and H. Wagenblat, *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**, No. 11: 1818 (1967).
83. N. Ridley, H. Stuart, and L. Zwell, *Trans. Met. Soc. AIME*, **246**, No. 8: 1834 (1969).
84. С. И. Веселов, Е. З. Спектор, *Физ. мет. металловед.*, **34**, № 5: 895 (1972).
85. Ю. М. Лахтин, *Металловедение и термическая обработка металлов* (Москва: Металлургия: 1977).
86. G. Thomas and M. Sarikaya, *Proc. Intn. Conf. Solid-Solid Phases Transform. (Pittsburgh, PA, 10–14 Aug., 1981)* (Warrendale: 1982), p. 999.
87. M. Sarikaya, G. Thomas, J. W. Steeds et al., *Proc. Intn. Conf. Solid-Solid Phases Transform. (Pittsburgh, PA, 10–14 Aug., 1981)* (Warrendale: 1982), p. 1421.
88. Ю. Ф. Иванов, Н. А. Попова, С. А. Гладышев, Э. В. Козлов, *Взаимодействие дефектов кристаллической решётки и свойства: Сб. трудов* (Тула: ТулПИ: 1986), с. 100.
89. А. А. Клопотов, Ю. А. Абзаев, А. И. Потекаев, О. Г. Волокитин, В. Д. Клопотов, *Физические основы рентгеноструктурного исследования кристаллических материалов* (Томск: Изд-во Томского политехнического

- университета: 2013).
90. А. Е. Вол, *Строение и свойства двойных металлических систем* (Москва: Гос. изд. физико-математической литературы: 1962), т. 2.
 91. М. И. Гольдштейн, Б. М. Фарбер, *Дисперсионное упрочнение стали* (Москва: Металлургия: 1979).
 92. Ф. Б. Пикеринг, *Физическое металловедение и обработка сталей* (Москва: Металлургия: 1982).
 93. М. А. Штремель, *Прочность сплавов. Часть II. Деформация: Учебник для вузов* (Москва: МИСиС: 1997).
 94. В. Е. Громов, О. А. Перегудов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, А. А. Юрьев, *Эволюция структурно-фазовых состояний металла рельсов при длительной эксплуатации* (Новосибирск: Изд-во СО РАН: 2017).
 95. Д. Мак Лин, *Механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1965).
 96. А. А. Предводителей, *Проблемы современной кристаллографии* (Москва: Наука: 1975), с. 262.
 97. I. D. Embury, *Strengthening Method in Crystals* (Applied Science Publishers: 1971), p. 331.
 98. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, Л. И. Тришкина, Д. В. Лычагин, *Сб. трудов международной конференции «Новые методы в физике и механике деформируемого твёрдого тела»* (Томск: ТГУ: 1990), с. 83.
 99. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, *Proc. Phys. Soc.*, **52**, No. 1: 86 (1940).
 100. В. Е. Громов, А. А. Юрьев, К. В. Морозов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, О. А. Перегудов, А. М. Глезер, *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*, **14**, № 2: 267 (2017).

REFERENCES

1. L. V. Korneva, G. N. Yunin, N. A. Kozyrev et al., *Izv. Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, No. 12: 38 (2010) (in Russian).
2. L. A. Smirnov, A. A. Deryabin, A. B. Dobuzhskaya et al., *Byulleten 'Chernaya Metallurgiya'*, No. 6: 43 (2005) (in Russian).
3. V. I. Semenov, *Metally Evrazii*, No. 5: 30 (2000) (in Russian).
4. N. A. Kozyrev, V. V. Pavlov, L. A. Godik, and V. P. Dement'ev, *Zheleznodorozhnye Rel'sy iz Elektrostatli* (Novokuznetsk: Evraz Holding: 2006) (in Russian).
5. V. E. Gromov, A. B. Yuriev, K. V. Morozov, and Yu. F. Ivanov, *Microstructure of Quenched Rails* (Cambridge: CISP Ltd.: 2016).
6. A. I. Borts, E. A. Shur, and V. M. Fedin, *Uluchshenie Kachestva i Usloviy Ekspluatatsii Rel'sov i Rel'sovykh Skreplenyi': Sbornik Nauchn. Trudov* (Ekaterinburg: OAO 'UIM': 2011), p. 94 (in Russian).
7. V. E. Gromov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov, Yu. F. Ivanov, and A. B. Yur'ev, *Formirovanie Mikrostruktury Rel'sov pri Zakalke i Dlitel'noy Ekspluatatsii* (Novokuznetsk: Izd-vo SibGIU: 2017) (in Russian).
8. E. A. Shur, *Povrezhdenie Rel'sov* (Moscow: In-tekst: 2012) (in Russian).
9. Yu. Ivanisenko and H. J. Fecht, *Steel Tech.*, **3**, No. 1: 19 (2008).
10. Yu. Ivanisenko, I. Maclaren, X. Souvage, R. Z. Valiev, and H. J. Fecht, *Acta Mater.*, **54**: 1659 (2006).
11. J.-L. Ning, E. Courtois-Manara, L. Kormanaeva, A. V. Ganeev, R. Z. Valiev,

- C. Kubel, and Yu. Ivanisenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **581**: 81 (2013).
12. V. G. Gavriljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **345**: 81 (2003).
 13. Y. J. Li, P. Chai, C. Bochers, S. Westerkamp, S. Goto, D. Raabe, and R. Kirchheim, *Acta Mater.*, **59**: 3965 (2011).
 14. V. G. Gavriljuk, *Scr. Mater.*, **45**: 1469 (2001).
 15. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, and A. P. Semin, *Uspehi Fiziki Metallov*, **17**, No. 3: 253 (2016) (in Russian).
 16. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, E. G. Belov, V. B. Kosterev, and D. A. Kosinov, *Uspehi Fiziki Metallov*, **17**, No. 4: 303 (2016) (in Russian).
 17. V. E. Kormyshev, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and S. V. Konovalov, *Uspehi Fiziki Metallov*, **18**, No. 2: 111 (2017) (in Russian).
 18. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, and A. B. Jur'ev, *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedeniy. Chernaya Metallurgiya*, **58**, No. 4: 262 (2015) (in Russian).
 19. O. A. Peregudov, K. V. Morozov, V. E. Gromov, A. M. Glezer, and Yu. F. Ivanov, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, No. 11: 34 (in Russian).
 20. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov, K. V. Alsaraeva, N. A. Popova, and E. L. Nikonenko, *Fundamental'nye Problemy Sovremennogo Materialovedeniya*, **12**, No. 2: 203 (2015) (in Russian).
 21. Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov, V. E. Gromov, N. A. Popova, and E. L. Nikonenko, *Problemy Chernoy Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 3: 59 (2015) (in Russian).
 22. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov, N. A. Popova, and E. L. Nikonenko, *Problemy Chernoy Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 4: 98 (2015) (in Russian).
 23. V. E. Gromov, O. A. Peregudov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, K. V. Alsaraeva, *Voprosy Materialovedeniya*, **3** (Iss. 83): 30 (2015) (in Russian).
 24. K. V. Morozov, V. E. Gromov, O. A. Peregudov, Yu. F. Ivanov, A. B. Jur'ev, and K. V. Aksjonova, *Problemy Chernoy Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 1: 53 (2016) (in Russian).
 25. Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov, and V. E. Gromov, *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedeniy. Chernaya Metallurgiya*, **59**, No. 8: 576 (2016) (in Russian).
 26. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, A. M. Glezer, O. A. Peregudov, and K. V. Morozov, *Izvestiya RAN. Seriya Fizicheskaya*, **80**, No. 12: 1682 (2016) (in Russian).
 27. V. E. Gromov, O. A. Peregudov, Y. F. Ivanov, K. V. Morozov, K. V. Alsaraeva, and O. A. Semina, *J. Surface Investigation. X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, **10**, Iss. 1: 76 (2016).
 28. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, X. L. Wang, W. B. Dai, Yu. V. Ponomareva, and O. A. Semina, *Mater. Electronics Eng.*, **2**, No. 4: 1 (2015).
 29. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, and A. B. Yur'ev, *Steel in Translation*, **45**, No. 4: 254 (2015).
 30. O. A. Peregudov, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, K. V. Alsaraeva, and O. A. Semina, *AIP Conference Proceedings*, **1683**, No. 020179 (2015).
 31. V. E. Gromov, K. V. Morozov, A. B. Yur'ev, and O. A. Peregudov, *Steel in Translation*, **45**, No. 10: 759 (2015).
 32. Yu. F. Ivanov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, V. E. Gromov, N. A. Popova, and E. N. Nikonenko, *IOP Conference Series: Materials Science and*

- Engineering*, **112**, No. 012038 (2016).
33. V. E. Gromov, K. V. Morozov, Yu. F. Ivanov, K. V. Aksenova, O. A. Peregudov, and A. P. Semin, *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, No. 1: 38 (2016).
 34. V. E. Gromov, O. A. Peregudov, Y. F. Ivanov, A. M. Glezer, K. V. Morozov, K. V. Aksenova, and O. A. Semina, *AIP Conference Proceedings*, **1783**: No. 020069 (2016).
 35. L. I. Tushinskiy, A. A. Bataev, and L. B. Tikhomirova, *Struktura Perlita i Konstruktivnaya Prochnost' Stali* (Novosibirsk: Nauka: 1993) (in Russian).
 36. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, and E. N. Nikitina, *Bainitic Constructional Steel: Structure and Hardening Mechanisms* (Cambridge: CISP Ltd.: 2017).
 37. Yu. F. Ivanov, E. V. Kornet, Ye. V. Kozlov, and V. E. Gromov, *Zakalennaya Konstruktsionnaya Stal': Struktura i Mekhanizmy Uprochneniya* (Novokuznetsk: Izd-vo SibGIU: 2010) (in Russian).
 38. Kh. Vashul', *Prakticheskaya Metallografiya. Metody Izgotovleniya Obratstov* (Moscow: Metallurgiya: 1988).
 39. V. S. Chernyavskiy, *Stereologiya v Metallovedenii* (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
 40. S. A. Saltykov, *Stereometricheskaya Metallografiya* (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
 41. J. M. Zuo and J. C. H. Spence, *Advanced Transmission Electron Microscopy* (New York: Springer: 2017).
 42. B. Fultz and J. Howe, *Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials* (Berlin: Springer: 2013).
 43. J. Thomas and T. Gemming, *Analytical Transmission Electron Microscopy* (Dordrecht, Netherlands: Springer: 2014).
 44. F. R. Egerton, *Physical Principles of Electron Microscopy* (Basel: Springer International Publishing: 2016).
 45. C. S. S. R. Kumar, *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials* (New York: Springer: 2014).
 46. C. B. Carter and D. B. Williams, *Transmission Electron Microscopy* (Berlin: Springer International Publishing: 2016).
 47. H. Schumann, *Metallographie* (Leipzig: VEB: 1964).
 48. A. A. Klopotov, Yu. A. Abzaev, A. I. Potekaev, O. G. Volokitin, and V. D. Klopotov, *Fizicheskie Osnovy Rentgenostrukturnogo Issledovaniya Kristallicheskikh Materialov* (Tomsk: Izd-vo Tomskogo Politekhnicheskogo Universiteta: 2013) (in Russian).
 49. N. A. Koneva, D. V. Lychagin, L. A. Teplyakova et al., *Ekspperimentalnoe Issledovanie i Teoreticheskoe Opisanie Disklinatsiy* (Leningrad: FTI: 1984), p. 161 (in Russian).
 50. N. A. Koneva, D. V. Lychagin, S. P. Zhukovskiy et al., *Fiz. Met. Metalloved.*, **60**, No. 1 (1985), p. 171 (in Russian).
 51. P. B. Hirsch, A. Howie, R. B. Nicholson, D. W. Pashley, and M. J. Whelan, *Elektronnaya Mikroskopiya Tonkikh Kristallov* (Moscow: Mir: 1968) (Russian translation).
 52. N. A. Koneva and Ye. V. Kozlov, *Izvestiya Vuzov. Fizika*, No. 8: 3 (in Russian).
 53. N. A. Koneva, D. V. Lychagin, L. A. Teplyakova et al., *Disklinatsii i Rotatsionnaya Deformatsiya Tverdykh Tel* (Leningrad: Izd. FTI: 1988), p. 103 (in Russian).
 54. L. A. Teplyakova, L. N. Ignatenko, N. F. Kasatkina et al., *Plasticheskaya*

- Deformatsiya Splavov. Strukturno-Neodnorodnye Materialy* (Tomsk: Izd. TGU: 1987), p. 26 (in Russian).
55. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, N. A. Popova, S. V. Konovalov, and N. A. Koneva, *Strukturno-Fazovye Sostoyaniya i Mekhanizmy Uprochneniya Deformirovannoy Stali* (Novokuznetsk: Poligrafist: 2016) (in Russian).
 56. I. I. Berkovich and D. G. Gromakovskiy, *Tribologiya. Fizicheskie Osnovy, Mekhanika i Tekhnicheskie Prilozheniya: Uchebnik dlya VUZov* (Ed. D. G. Gromakovskiy) (Samara: Samarskiy Gos. Tekhn. Un-t: 2000) (in Russian).
 57. L. M. Utevskiy, *Difraktsionnaya Elektronnaya Mikroskopiya v Metallovedenii* (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
 58. V. E. Gromov, Eh. V. Kozlov, V. I. Bazaykin, Yu. F. Ivanov et al., *Fizika i Mekhanika Volochniya i Ob'emnoy Shtampovki* (Moscow: Nedra: 1997) (in Russian).
 59. G. Thomas and M. J. Goringe, *Prosvechivayushchaya Elektronnaya Mikroskopiya Materialov* (Moscow: Nauka: 1983) (Russian translation).
 60. N. A. Koneva, Ye. V. Kozlov, L. I. Trishkina, and D. V. Lychagin, *Sbornik Trudov Mezhdunarodnoy Konferentsii 'Novye Metody v Fizike i Mekhanike Deformiruemogo Tverdogo Tela'* (Tomsk: TGU: 1990), p. 83 (in Russian).
 61. N. Koneva, S. Kiseleva, and N. Popova, *Evolyutsiya Struktury i Vnutrennie Polya Napryazheniy. Austenitnaya Stal'* (Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing: 2017) (in Russian).
 62. V. G. Gavriljuk, D. S. Gertsriken, Yu. A. Polushkin, and V. M. Fal'chenko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **51**, No. 1: 147 (1981) (in Russian).
 63. V. N. Gridnev and V. G. Gavriljuk, *Metallofizika*, **4**, No. 3: 74 (1982) (in Russian).
 64. R. F. Meyl and T. Z. Hagel', *Uspehi Fiziki Metallov* (Moscow: Metallurgiya: 1960), p. 88 (in Russian).
 65. M. V. Belous and V. T. Cherepin, *Fiz. Met. Metalloved.*, **14**, No. 1: 48 (1962) (in Russian).
 66. V. G. Gavriljuk, *Raspredelenie Ugleroda v Stali* (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
 67. O. M. Smirnov and V. A. Lazarev, *Fiz. Met. Metalloved.*, **56**, No. 1: 115 (in Russian).
 68. A. A. Bataev, *Zakonomernosti Plasticheskoy Deformatsii Perlita i Razrabotka Effektivnykh Protseessov Uprochneniya Staley s Geterofaznoy Strukturoy* (Thesis of Dissert. for ... Dr. Techn. Sci.) (Novosibirsk: 1995) (in Russian).
 69. Ye. V. Kozlov, D. M. Zakirov, N. A. Popova et al., *Izv. Vuzov. Fizika*, No. 3: 63 (1998) (in Russian).
 70. V. E. Gromov, V. A. Berdyshev, Ye. V. Kozlov, V. I. Petrov, V. D. Sarychev, V. V. Dorofeev, Yu. F. Ivanov, L. N. Ignatenko, N. A. Popova, and V. Ya. Cellermaer, *Gradientnye Strukturno-Fazovye Sostoyaniya v Rel'sovoy Stali* (Moscow: Nedra Communications LTD: 2000) (in Russian).
 71. A. M. Gur'ev, Ye. V. Kozlov, L. N. Ignatenko, and N. A. Popova, *Fizicheskie Osnovy Termotsiklicheskogo Borirovaniya Staley* (Barnaul: AltGTU: 2000) (in Russian).
 72. N. A. Popova, S. G. Zhuleykin, L. N. Ignatenko et al., *Vestnik Tambovskogo Universiteta*, **8**, No. 4: 589 (2003) (in Russian).
 73. V. V. Veter, N. A. Popova, L. N. Ignatenko, and Eh. V. Kozlov, *Izv. Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, No. 10: 44 (1994) (in Russian).

74. V. V. Veter, S. G. Zhuleykin, L. N. Ignatenko, V. V. Kovalenko, V. E. Gromov, N. A. Popova, and Eh. V. Kozlov, *Izv. AN. Seriya Fizicheskaya*, **67**, No. 10: 1375 (2003) (in Russian).
75. V. G. Kurdyumov, L. M. Utevskiy, and R. I. Entin, *Prevrashcheniya v Zheleze i Stali* (Moscow: Nauka: 1977) (in Russian).
76. M. V. Belous, Yu. N. Moskalenok, V. T. Cherepin, Yu. P. Sheyko, and S. Meshashti, *Fiz. Met. Metalloved.*, **80**, Iss. 3: 103 (1995) (in Russian).
77. M. V. Belous, V. B. Novozhilov, L. S. Shatalova, and Yu. P. Sheyko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **79**, Iss. 4: 128 (in Russian).
78. V. I. Izotov and A. G. Kozlova, *Fiz. Met. Metalloved.*, **80**, Iss. 1: 97 (1995) (in Russian).
79. V. I. Izotov and G. A. Filippov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **87**, Iss. 4: 72 (1999) (in Russian).
80. G. R. Speich, *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**, No. 10: 2553 (1969).
81. D. Kalich and E. M. Roberts, *Met. Trans.*, **2**, No. 10: 2783 (1971).
82. E. J. Fasiska and H. Wagenblat, *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**, No. 11: 1818 (1967).
83. N. Ridley, H. Stuart, and L. Zwell, *Trans. Met. Soc. AIME*, **246**, No. 8: 1834 (1969).
84. S. I. Veselov and E. Z. Spektor, *Fiz. Met. Metalloved.*, **4**, No. 5: 895 (1972) (in Russian).
85. Yu. M. Lakhtin, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov* (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
86. G. Thomas and M. Sarikaya, *Proc. Intn. Conf. Solid-Solid Phases Transform. (Pittsburgh, PA, 10–14 Aug., 1981)* (Warrendale: 1982), p. 999.
87. M. Sarikaya, G. Thomas, J. W. Steeds et al., *Proc. Intn. Conf. Solid-Solid Phases Transform. (Pittsburgh, PA, 10–14 Aug., 1981)* (Warrendale: 1982), p. 1421.
88. Yu. F. Ivanov, N. A. Popova, S. A. Gladyshev, and Eh. V. Kozlov, *Vzaimodeystvie Defektov Kristallicheskoj Reshetki i Svoystva: Sbornik Trudov* (Tula: TulPI: 1986), p. 100 (in Russian).
89. A. A. Klopotov, Yu. A. Abzaev, A. I. Potekaev, O. G. Volokitin, and V. D. Klopotov, *Fizicheskie Osnovy Rentgenostrukturnogo Issledovaniya Kristallicheskih Materialov* (Tomsk: Izd-vo Tomskogo Politehnicheskogo Universiteta: 2013) (in Russian).
90. A. E. Vol, *Stroenie i Svoystva Dvoynykh Metallicheskih Sistem* (Moscow: Gos. Izd. Fiziko-Matematicheskoy Literatury: 1962), vol. 2 (in Russian).
91. M. I. Gol'dshteyn and B. M. Farber, *Dispersionnoe Uprochnenie Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
92. F. B. Pikerin, *Fizicheskoe Metallovedenie i Obrabotka Staley* (Moscow: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
93. M. A. Shtremel', *Prochnost' Splavov. Ch. II. Deformatsiya: Uchebnik dlya Vuzov* (Moscow: MISiS: 1997) (in Russian).
94. V. E. Gromov, O. A. Peregudov, Yu. F. Ivanov, S. V. Konovalov, and A. A. Yur'ev, *Evolyutsiya Strukturno-Fazovykh Sostoyaniy Metalla Rel'sov pri Dlitel'noy Ekspluatatsii* (Novosibirsk: Izd-vo SO RAN: 2017) (in Russian).
95. D. McLean, *Mekhanicheskie Svoystva Metallov* (Moscow: Metallurgiya: 1965) (Russian translation).
96. A. A. Predvoditelev, *Problemy Sovremennoy Kristallografii* (Moscow: Nauka: 1975), p. 262 (in Russian).
97. I. D. Embry, *Strengthening Method in Crystals* (Applied Science Publishers:

- 1971), p. 331.
98. N. A. Koneva, Ye. V. Kozlov, L. I. Trishkina, and D. V. Lychagin, *Sbornik Trudov Mezhdunarodnoy Konferentsii 'Novye Metody v Fizike i Mekhanike Deformiruemogo Tverdogo Tela'* (Tomsk: TGU: 1990), p. 83 (in Russian).
99. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, *Proc. Phys. Soc.*, **52**, No. 1: 86 (1940).
100. V. E. Gromov, A. A. Yur'ev, K. V. Morozov, Yu. F. Ivanov, S. V. Konovalov, O. A. Peregodov, and A. M. Glezer, *Fundamental'nye Problemy Sovremennogo Materialovedeniya*, **14**, No. 2: 267 (2017) (in Russian).