

PACS numbers: 61.72.Lk, 62.20.Qr, 81.40.Ef, 81.40.Np, 81.40.Pq, 81.65.Lp, 81.70.Bt

Деградация структуры и свойств металла рельсов при длительной эксплуатации

В. Е. Громов*, Ю. Ф. Иванов^{†,‡}, О. А. Перегудов*, К. В. Морозов[§],
А. П. Семин*

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

†Национальный исследовательский
Томский политехнический университет,
просп. Академический, 2/3,
634055 Томск, Россия

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

§ОАО «ЕВРАЗ Объединённый Западно-Сибирский металлургический
комбинат»,
шоссе Космическое, 16,
654042 Новокузнецк, Россия

Методами оптической, сканирующей, просвечивающей электронной дифракционной микроскопии и измерения микротвёрдости и трибологических параметров установлены закономерности изменения структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры поверхностных слоёв рельсов до 10 мм по центральной оси и выкружке после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж — 500 и 1000 миллионов тонн брутто). Показано, что скорость износа по центральной оси увеличивается в 3 и 3,4 раза при пропущенном тоннаже в 500 и 1000 миллионов тонн соответственно, а коэффициент трения снижается в 1,4 и 1,1 раза. По характеру излома и уровню дефектности выделены и проанализированы 3 слоя: поверхностный, переходный и основной объём металла. После 500 миллионов тонн пропущенного тоннажа пластины цементита полностью разрушаются и формируются частицы цементита округлой формы размерами 10–50 нм. После 1000 миллионов тонн отмечено протекание начальной стадии динамической рекристаллизации. Обсуждены возможные причины наблюдаемых закономерностей. Отмечено, что при эксплуатации рельсов возможно протекание двух конкурирующих процессов. (1) Процесс разрезания частиц цементита с по-

следующим выносом их в объём ферритных зёрен или пластин (в структуре перлита). (2) Процесс разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов С на дислокации (атмосферы Коттрелла), перенос атомов С дислокациями в объём зёрен (или пластин) феррита с последующим формированием наноразмерных частиц цементита. Деформационное преобразование стали приводит к увеличению скалярной и избыточной плотности дислокаций, величины кривизны-кручения кристаллической решётки и амплитуды внутренних полей напряжений. Выявлены элементы структуры, способные являться концентраторами напряжений. Выполнен количественный анализ механизмов упрочнения рельсов на различном расстоянии от поверхности катания по центральной оси и по выкружке после длительной эксплуатации. Показано, что упрочнение носит многофакторный характер и обусловлено: субструктурным упрочнением, вызванным формированием наноразмерных фрагментов; дисперсионным упрочнением частицами карбидной фазы; упрочнением, обусловленным формированием на дислокациях атмосфер Коттрелла и Сузуки; внутренними полями напряжений, формирующимися внутри- и межфазными границами.

Методами оптичної, сканувальної, просвітлювальної електронної дифракційної мікроскопії та міряння мікротвердості і трибологічних параметрів встановлено закономірності зміни структурно-фазових станів і дефектної субструктури поверхневих шарів рейок до 10 мм по центральній осі та вижолобоку після довготривалої експлуатації (перепущений тоннаж — 500 і 1000 мільйонів тон бруто). Показано, що швидкість зношення по центральній осі збільшується в 3 і 3,4 рази при перепущеному тоннажі у 500 і 1000 мільйонів тон відповідно, а коефіцієнт тертя знижується в 1,4 і 1,1 рази. За характером зламу та рівнем дефектності виділено та проаналізовано 3 шари: поверхневий, перехідний та основний об'єм металу. Після 500 мільйонів тон перепущеного тоннажу пластини цементиту повністю руйнуються та формуються частинки цементиту округлої форми розмірами у 10–50 нм. Після 1000 мільйонів тон відмічено перебіг початкової стадії динамічної рекристалізації. Обговорено можливі причини спостережуваних закономірностей. Відзначено, що при експлуатації рейок можливий перебіг двох конкуруювальних процесів. (1) Процес розрізання частинок цементиту з наступним винесенням їх у об'єм феритних зерен або пластин (у структурі перліту). (2) Процес розрізання, наступного розчинення частинок цементиту, переходу атомів С на дислокації (Коттреллові атмосфери), перенесення атомів С дислокаціями у об'єм зерен (чи пластин) фериту з наступним утворенням нанорозмірних частинок цементиту. Деформаційне перетворення криці спричинює збільшення скалярної та надлишкової густини дислокацій, величини кривизни-скруту кристалічної ґратниці й амплітуди внутрішніх полів напруг. Виявлено елементи структури, здатні являтися концентраторами напруг. Виконано кількісну аналіз механізмів зміцнення рейок на різній віддалі від поверхні катання по центральній осі і по вижолобоку після тривалої експлуатації. Показано, що зміцнення носить багатфакторний характер і зумовлено: субструктурним зміцненням, викликаним формуванням нанорозмірних фрагментів; дисперсійним зміцненням частинками карбідної

фази; зміцненням, зумовленим формуванням на дислокаціях атмосфер Коттрелла та Сузуки; внутрішніми полями напруг, що формуються внутрішньофазовими та міжфазними межами.

The regularities of changes in structure–phase states and defect substructure of rails' surface layers up to 10 mm along the central axis and along the fillet following the long-term operation (passed gross tonnage of 500 and 1000 millions of tons) are determined by methods of optical, scanning, and transmission electron diffraction microscopy as well as by measuring microhardness and tribological parameters. As shown, the wear rate along the central axis is increased by 3 and 3.4 times at passed tonnage of 500 and 1000 millions of tons, respectively, and the friction factor is decreased by 1.4 and 1.1 times. Three layers are selected and analysed by both the fracture behaviour and the level of imperfection: surface and transition ones and main bulk of metal. The cementite plates are destructed completely, and cementite particles of round shape and of 10–50 nm in size are formed after passed tonnage of 500 millions of tons. The starting stage of dynamic recrystallization is noticed to proceed after 1000 millions of tons. The possible reasons of the observed regularities are discussed. As noticed, two competitive processes may proceed during operation of rails. The first one is a process of cementite particle cutting followed by their carrying to bulk of ferrite grains or plates (in pearlite structure). The second one is a process of cutting, subsequent dissolution of cementite particles, transition of C atoms on dislocations (into the Cottrell atmospheres), C atoms' transfer by dislocations into bulk of grains (or plates) of ferrite followed by the formation of nanosize cementite particles. Steel deformation transformation results in increase of scalar and excess dislocation density, curvature–torsion value of crystal lattice, and amplitude of internal-stress fields. The elements of structure capable of being stress concentrators are detected. Qualitative analysis of rails' hardening mechanisms at different distance from tread surface along the central axis and along the fillet after long-term operation is carried out. As shown, the hardening has a multifactor character and is caused: by the substructure hardening and brought about by the formation of nanosize fragments; dispersion hardening of carbide-phase particles; hardening caused by formation of the Cottrell and Suzuki atmospheres on dislocations; internal-stress fields being formed by inner- and interphase boundaries.

Ключевые слова: структура, поверхность, рельсы, эксплуатация, фазовый состав, дефектная субструктура.

Ключові слова: структура, поверхня, рейки, експлуатація, фазовий склад, дефектна субструктура.

Keywords: structure, surface, rails, operation, phase composition, defect substructure.

(Получено 16 марта 2016 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Увеличение интенсивности железнодорожного движения и его грузонапряжённости вызывает необходимость дальнейшего повышения эксплуатационной стойкости рельсов. Срок службы рельсов зависит от разных факторов: чистоты стали, технологии закалки головки рельсов, смазывания, условий эксплуатации и т.д. Формирование многочисленных дефектов при эксплуатации является одной из основных причин выхода рельсов из строя. Поэтому вопросы сопротивления накоплению повреждений и, в первую очередь, износу и усталости, являются предметом самого тщательного рассмотрения с точки зрения как научных исследований, так и опытно-конструкторских и технологических разработок [1–5].

Проблема формирования и эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Одним из наиболее важных направлений, способствующих развитию представлений о природе структурно-фазовых превращений, является установление соответствующих количественных закономерностей по сечению рельсов. Значительные экспериментальные трудности, связанные с использованием методов современного физического материаловедения и, прежде всего, просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, привели к относительно небольшому количеству исследований в этой области, совершенно несоизмеримому с числом работ по выплавке рельсовой стали, прокатке и калибровке рельсов, оптической микроскопии структуры рельсов, модельным представлениям и т.д.

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 их сечениях. В этом отношении могут оказаться интересными результаты анализа дислокационных субструктур и контуров экстинкции, позволяющие оценить уровень внутренних далекодействующих полей напряжений. Формирование структуры с наноразмерными частицами в поверхностных слоях рельсов после интенсивной пластической деформации отмечено в ограниченном числе публикаций. Практически отсутствуют работы по количественному анализу различных вкладов (трение решётки, внутрифазные границы, дислокационная субструктура, частицы карбидной фазы, далекодействующие поля напряжений) в упрочнение рельсов. Очевидная научная фундаментальная значимость направлений этих исследований сочетается с тем, что понимание физической природы и основных параметров формирования и эволюции структурно-

фазовых состояний и дислокационной субструктуры уже сегодня является желательным, а завтра, по мере роста требований к механическим и эксплуатационным свойствам рельсов, — крайне необходимым условием получения качественных рельсов с высокими показателями.

Рассмотрение поведения рельсов при длительной эксплуатации и анализ причин их изъятия вызывает в последнее время большой интерес. Расширение информации в этой области связано как со стремлением к более глубокому пониманию фундаментальных проблем физического материаловедения, так и с практической значимостью, диктуемой непрерывным возрастанием требований к надёжности рельсов в современных условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения.

Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы (рекристаллизационные, релаксационные процессы, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.), приводящие к эволюции структурно-фазовых состояний, сопровождающейся изменением (ухудшением) механических свойств. Поэтому выявление природы и закономерностей эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в головке рельсов при длительной эксплуатации приобретает особую актуальность [6–10].

Ясно, что без сформировавшихся представлений о физической природе процессов, происходящих при длительной эксплуатации рельсов, не следует, например, заявлять о каких-либо причинах интенсивного изнашивания, спешить с рекомендациями по предотвращению сходов подвижного состава, предъявлять требования к соотношению твёрдости металла колеса и рельса и т.д. Для разработки режимов термомеханической обработки и упрочнения рельсов, обеспечивающих требуемый уровень механических и эксплуатационных свойств, особенно для рельсов специальных категорий, полезными могут быть данные по изменению структурно-фазовых состояний в сечении рельсов при длительной эксплуатации.

Таким образом, сейчас совершенно ясно, что изучение закономерностей и природы формирования структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры стали рельсов при разных сроках и режимах эксплуатации представляет научный и практический интерес. Решению именно этих задач и посвящается настоящая работа. В ней проведён сравнительный анализ результатов исследования методами современного физического материаловедения (и в первую очередь, просвечивающей электронной микроскопии) структуры, фазового состава и дефектной субструктуры, формирующихся по центральной оси и по выкружке

в головке объёмно закалённых рельсов после различных сроков эксплуатации.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использовали рельсы Р65 производства Кузнецкого металлургического комбината (ныне «ЕВРАЗ ЗСМК»). Образцы рельсов были вырезаны из изделий в исходном состоянии и после эксплуатации на Свердловской железной дороге. После пропущенного тоннажа 500 и 1000 миллионов брутто-тонн рельсы были изъяты по боковому износу. Элементный состав исследуемой рельсовой стали регламентирован ГОСТами 51685-2000, 24182-80, 1778-70 (неметаллические включения) (табл. 1).

Выборка объёма материала и направления исследования степени градиентности структуры стали указаны на рис. 1. Следуя данному рисунку, фазовый состав и структуру рельсовой стали анализировали вдоль двух направлений: по центральной оси и по выкружке.

Металлографические исследования выполнялись на оптическом микроскопе Olympus GX71, оснащённом цифровой камерой DP70 с программным обеспечением ImageScoreM. Химический состав определяли методами рентгеноспектрального анализа на рентгенофлуоресцентном спектрометре Shimadzu XRF-1800, оснащённом цифровой камерой контроля области анализа. Анализ поверхности разрушения осуществляли на сканирующем электронном микроскопе SEM-515 Philips. Фазовый состав модифицированных слоёв, т.е. качественные и количественные характеристики наличия в них различных фаз, их содержание, дисперсность, структуру и химический состав, помимо электронной дифракционной микроскопии определяли также методом рентгенофазового анализа (рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD 6000, съёмка осуществлялась в медном отфильтрованном излучении $\text{CuK}_{\alpha 1}$; монохроматор CM-3121). Дефектную структуру раз-

ТАБЛИЦА 1. Элементный состав рельсовой стали.¹

Элементный состав, масс.% (остальное — Fe)										
Объёмно закалённые рельсы										
C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	V	S	P	N	Cu
0,71	0,75	0,25	—	0,05	—	0,03	—	0,025	0,009	—
—	—	—	—	—	≤ 0,020	—	0,025	0,025	—	—
0,82	1,15	0,60	—	0,07	—	0,15	—	—	0,011	—

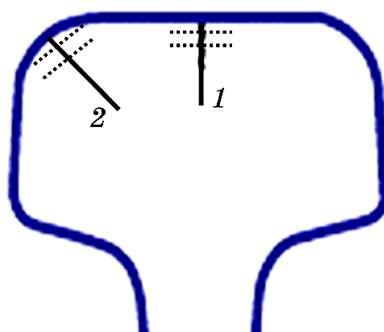


Рис. 1. Схема препарирования образца рельса при исследовании его структуры методами оптической и электронной дифракционной микроскопии. Сплошными линиями выделены направления по центральной оси (1) и по выкружке (2); пунктирными линиями условно указаны места расположения слоёв металла, использованных для приготовления фольг (поверхность, 2 и 10 мм от поверхности).²

рушенных образцов анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг (прибор JEM-2100F, JEOL) [11–13].

Микротвёрдость измеряли методом внедрения индентора Виккерса на приборе HVS-1000A с цифровым дисплеем, отображающим микротвёрдость числами твёрдости HV [14]. Нагрузка на индентор составляла 0,02 Н. Трибологические свойства (износостойкость и коэффициент трения) изучали в геометрии диск-штифт с помощью высокотемпературного трибометра (CSEM, Швейцария) при комнатной температуре и влажности. Критерием износостойкости являлся удельный объём трека износа материала, который определялся с помощью лазерного оптического профилометра MicroMeasure 3D Station (Stil, Франция). Скорость изнашивания рассчитывается по формуле:

$$V = \frac{2\pi RA}{FL}, \quad (1)$$

где R — радиус трека, A — площадь поперечного сечения канавки износа, F — величина приложенной нагрузки, L — пройденная шариком дистанция.

Количественный анализ структуры стали осуществляли, используя методы стереологии [15, 16] и количественной электронной микроскопии [12, 17]; фазовый анализ стали осуществляли путём индирования микроэлектроннограмм с неизменным использованием тёмнопольной методики [12, 17, 18]. Скалярная плотность дислокаций измерялась методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций [12, 13, 17].

Величина внутренних полей напряжений может быть оценена следующим образом [19]:

$$\sigma = Gt\chi, \quad (2)$$

где G — модуль сдвига исследуемого материала, t — толщина фольги, χ — кривизна-кручение.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Структурно-фазовое состояние и свойства рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто

3.1.1. Структурно-фазовое состояние и свойства рельсовой стали перед эксплуатацией

В исходном состоянии рельсов методами ПЭМ по морфологическому признаку были выделены следующие структурные составляющие рельсовой стали (участки на расстоянии ≈ 23 мм от поверхности катания): колонии пластинчатого перлита, весьма подробно описанного в [20] (рис. 2, *а*), зерна (области) ферритокарбидной смеси (рис. 2, *б*) и зерна структурно свободного феррита (рис. 2, *в*). Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита, относительное содержание которых в материале $\approx 0,7$; относительное содержание зёрен феррито-карбидной смеси $\approx 0,25$; остальное — зёрна структурно свободного феррита.

Области ферритокарбидной смеси выявляются преимущественно в стыках колоний пластинчатого перлита (рис. 2). Зёрна структурно-свободного феррита располагаются в виде протяжён-

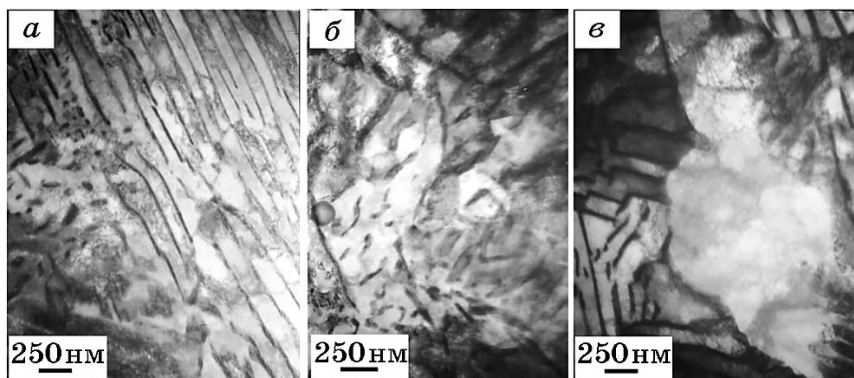


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры металла рельсовой стали.³

ных прослоек вдоль границ зёрен перлита (рис. 2, в), либо имеют квазиравноосную форму и располагаются в стыках зёрен перлита.

В ферритной составляющей структуры стали (в ферритных прослойках колоний перлита, областях ферритокарбидной смеси и зёрнах структурно-свободного феррита) наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределённых дислокаций или дислокационных сеток. Скалярная плотность дислокаций в зёрнах пластинчатого перлита достигает величины $\langle \rho \rangle = 4,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в зёрнах структурно-свободного феррита — $\langle \rho \rangle = 3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в областях ферритокарбидной смеси — $\langle \rho \rangle = 3,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Анализ структуры стали методом тонких фольг позволил обнаружить присутствие изгибных контуров экстинкции [12, 17, 20], что однозначно указывает на кривизну–кручение кристаллической решётки материала, обусловленную внутренними полями напряжений. Источниками кривизны–кручения кристаллической решётки исследуемой стали являются границы раздела зёрен феррита и перлита, границы раздела пластин цементита и феррита в перлитной колонии, границы раздела частиц цементита и феррита.

3.1.2. Градиент структурно-фазового состояния и свойств металла рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто. Поверхность катания

3.1.2.1. Свойства металла рельсов, сформировавшиеся после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто

Результаты трибологических испытаний металла поверхности катания рельсовой стали, представленные в табл. 2, показывают, что эксплуатация рельсов приводит к существенному снижению износостойкости. После пропущенного тоннажа ≈ 500 миллионов тонн брутто износостойкость рельсов снижается в ≈ 3 раза. Снижение износостойкости сопровождается уменьшением коэффициента трения (табл. 2).

Изменения коэффициента трения в процессе испытаний стали на износостойкость представлены на рис. 3. Можно выделить две стадии изменения коэффициента трения: начальную стадию (ста-

ТАБЛИЦА 2. Результаты трибологических испытаний металла поверхности катания рельсов.⁴

Маркировка	Коэффициент трения, μ	Скорость износа, $10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$
Исходное состояние	0,49	3,2
500 миллионов тонн	0,36	9,8

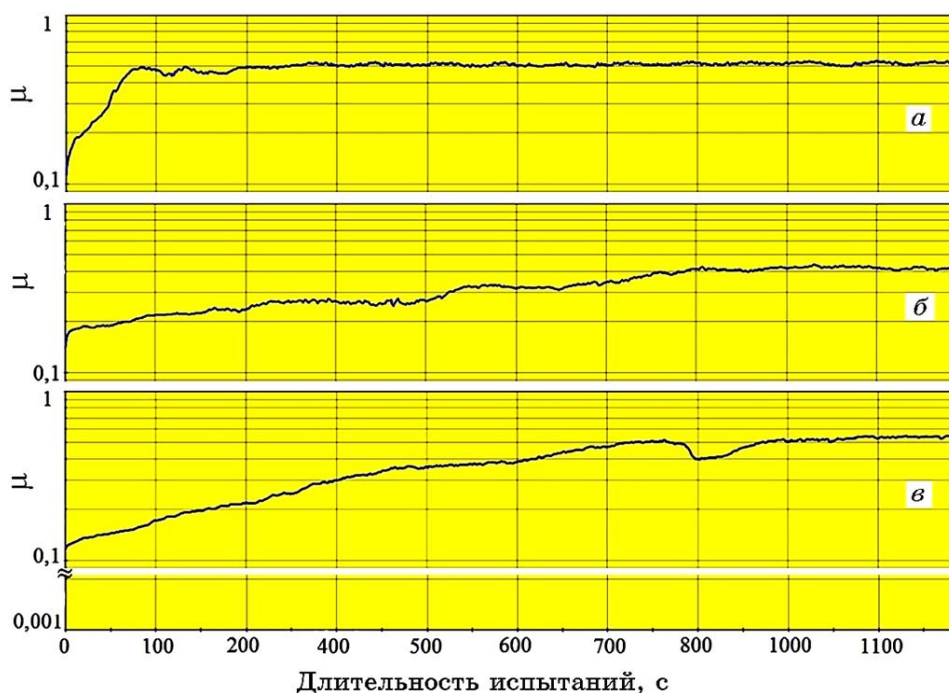


Рис. 3. Зависимость коэффициента трения μ от времени испытаний на износостойкость рельсовой стали; *a* — исходная сталь; *б* и *в* — после пропущенного тоннажа 500 и 1000 миллионов тонн соответственно.⁵

дия приработки), характеризующуюся нарастающим коэффициентом трения, и основную стадию с практически неизменной величиной коэффициента трения. Стадия приработки в стали в исходном состоянии весьма кратковременна и не превышает 100 с (рис. 3, *a*). Эксплуатация рельсов приводит к существенному увеличению стадии приработки, а именно, после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто эта характеристика составляет ≈ 800 с (рис. 3, *б*). Эволюция трибологических характеристик металла рельсов сопровождается изменением твердости поверхностного слоя материала.

Твердость поверхностного слоя металла рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто составляет $\approx 7,0$ ГПа (рис. 4). По мере удаления от поверхности катания твердость металла снижается, выходя на плато на расстоянии 10–12 мм. Если предположить, что на расстоянии 10–12 мм от поверхности катания твердость металла соответствует твердости исходного материала, то в результате эксплуатации рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто твердость поверхности катания повысилась в $\approx 1,7$ раза.

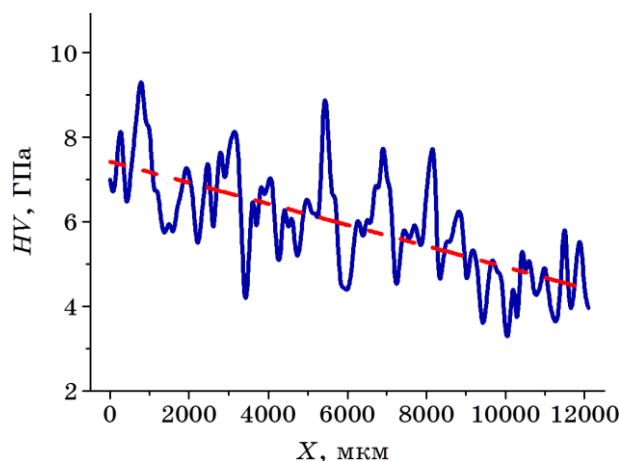


Рис. 4. Зависимость микротвёрдости HV от расстояния X от поверхности катания рельса после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн.⁶

3.1.2.2. Структура поверхности ударного разрушения металла рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто

Структуру поверхности разрушения металла анализировали на образцах рельсовой стали, разрушенных при ударном нагружении. Образцы для ударных испытаний были вырезаны из средней части головки рельсов таким образом, что верхняя плоскость образца (плоскость над концентратором напряжения) являлась поверхностью катания.

Как правило, разрушение металлов и сплавов является процессом, развивающимся во времени в локальных объёмах материала. При достижении определённого критического состояния наступает разрушение образца в целом. На поверхности разрушения выявляются три характерные зоны — зона нормального роста трещины, зона долома и разделяющая их зона ускоренного роста трещины [21–23]. Деформационные процессы, имеющие место при разрушении материала, в полной мере развиваются в зоне нормального роста трещины и, в существенно меньшей степени, в зоне долома. Характерное электронно-микроскопическое изображение поверхности разрушения, сформировавшейся при ударном нагружении объёма материала рельса, примыкающего к поверхности катания, представлено на рис. 5.

Поверхность зоны нормального роста трещины имеет высокоразвитый рельеф, сформировавшийся в результате перемещения трещин (рис. 5, область 1). Поликристаллический характер структуры (зёрненное строение) стали определяет тот факт, что фронт разрушения материала претерпевает локальное разделение — многократное

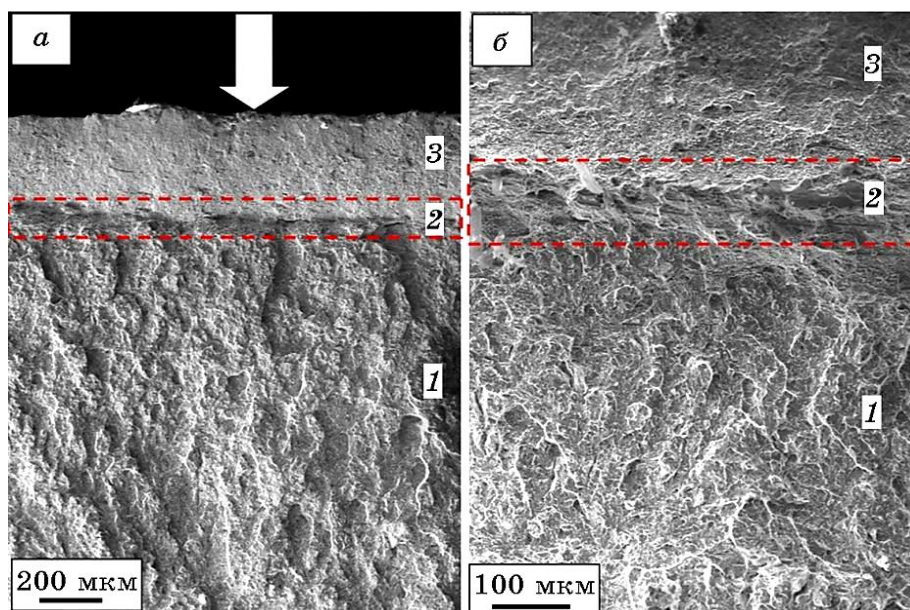


Рис. 5. Структура поверхности ударного разрушения образца рельсовой стали после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто, где 1 обозначает зону нормального роста трещины, 2 — зону ускоренного роста трещины, 3 — зону долома, а стрелка на *a* — поверхность катания.⁷

ветвление трещины. Образуется большое число микроскопически видимых квазипараллельно расположенных следов разрушения.

В двухфазных материалах, к которым относится анализируемая в настоящей работе рельсовая сталь, как правило, реализуется смешанный механизм разрушения. Выявляются ямки вязкого разрушения и фасетки квазискола. Ямки являются преобладающим элементом структуры поверхности разрушения и образуются в результате срезания микропор, через которые прошло разрушение зёрен.

3.1.2.3. Структура и фазовый состав рельсов

Эксплуатация стали сопровождается существенным изменением структуры поверхностного слоя. После пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто наблюдается полное разрушение пластин цементита колоний перлита (рис. 6). В объёме колоний пластинчатого перлита выявляются частицы цементита округлой формы, размеры которых составляют 30–50 нм (рис. 6, *a*) и 10–15 нм (рис. 6, *б*). Можно предположить, что частицы большего размерного класса сформировались в результате разрушения пла-

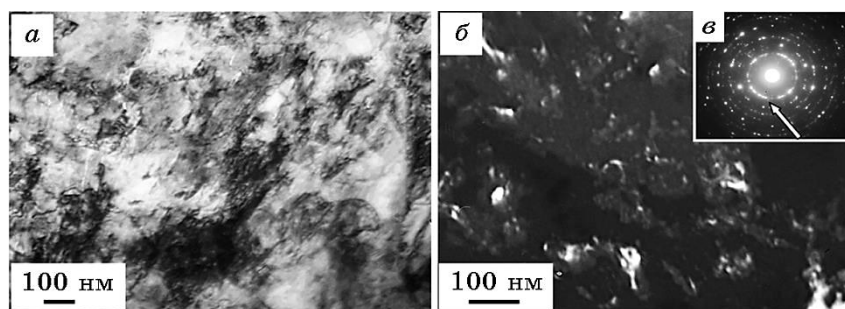


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали; *a* — светлое поле; *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе $[112]\text{Fe}_3\text{C}$; *в* — микроэлектронграмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле.⁸

стин цементита; частицы меньшего размерного класса — в результате распада пересыщенного твёрдого раствора, сформировавшегося при пластической деформации стали.

Разрушение пластин цементита сопровождается фрагментацией ферритной составляющей перлита (рис. 6, *a*). Средний размер фрагментов — 150 нм. В объёме фрагментов наблюдается дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций достигает $1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

Эксплуатация рельсов сопровождается существенным преобразованием дефектной субструктуры зёрен структурно-свободного феррита, в объёме которых выявляется полосовая субструктура. Расстояние между полосами составляет 20–30 нм. На границах полосовой структуры выявляются частицы карбидной фазы, размеры которых изменяются в пределах 5–7 нм. Выявленные факты могут указывать на протекание при эксплуатации стали двух конкурирующих процессов: (1) процесса разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объём ферритных зёрен или пластин (в структуре перлита); (2) процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла), перенос атомов углерода дислокациями в объём зёрен (или пластин) феррита с последующим вторичным формированием наноразмерных частиц цементита.

После пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто пластины цементита разбиваются на совокупность отдельно расположенных частиц глобулярной морфологии. Размеры частиц изменяются в пределах от 5 до 13 нм. Одновременно с этим частицы цементита, размеры которых — 3–5 нм, выявляются и в ферритных пластинах. Это, очевидно, свидетельствует о динамическом старении стали в процессе эксплуатации рельсов. Присутствие динамического старения, сопровождающегося выделением в

феррите наноразмерных частиц цементита, подтверждается результатами микродифракционного анализа стали. Микроэлектронограммы, полученные с пластинчатого перлита, содержат точечные рефлексы α -фазы (ОЦК-кристаллическая решётка на основе железа) и рефлексы карбида железа, формирующие некоторое подобие дифракционных колец. Такое расположение рефлексов карбидной фазы и указывает на образование в стали новых частиц цементита, ориентационная связь которых с α -фазой отличается от ориентационных соотношений, характерных для перлита [12, 24].

Структурно-фазовое состояние участка рельсов, расположенного на расстоянии 10 мм от поверхности катания, по морфологическому признаку подобно исходному структурно-фазовому состоянию. А именно, выявляются зёрна пластинчатого перлита, зерна ферритокарбидной смеси и зёрна структурно-свободного феррита. Отличие от структуры материала исходного состояния заключается в несколько более высоком уровне скалярной плотности дислокаций во всех указанных составляющих структуры стали.

3.1.3. Градиент структурно-фазового состояния и свойств рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто. «Рабочая» выкружка

3.1.3.1. Свойства металла «рабочей» выкружки рельсов

Анализируя представленные на рис. 7 результаты измерения микротвёрдости, можно отметить, что с увеличением расстояния от поверхности рабочей выкружки значение микротвёрдости возрастает, достигая на глубине ≈ 10 мм значения микротвёрдости рельсовой стали в исходном (перед эксплуатацией) состоянии. Следовательно, эксплуатация рельсов приводит к некоторому разупрочнению поверхностного слоя металла «рабочей» выкружки. Отметим (как было показано ранее), что в результате эксплуатации после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто твёрдость поверхности катания повысилась в $\approx 1,7$ раза.

3.1.3.2. Структура и фазовый состав «рабочей» выкружки рельсов

После пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто, как показал анализ фазового состава и дефектной субструктуры рельсовой стали, на расстояниях 2, 4, 10 мм от поверхности «рабочей» выкружки наблюдается структура, подобная структуре исходного состояния рельсов. Вместе с тем на глубине 2 мм эксплуатация рельсов привела к существенному преобразованию субструктуры. Во-первых, в 1,5–2 раза повысилась скалярная

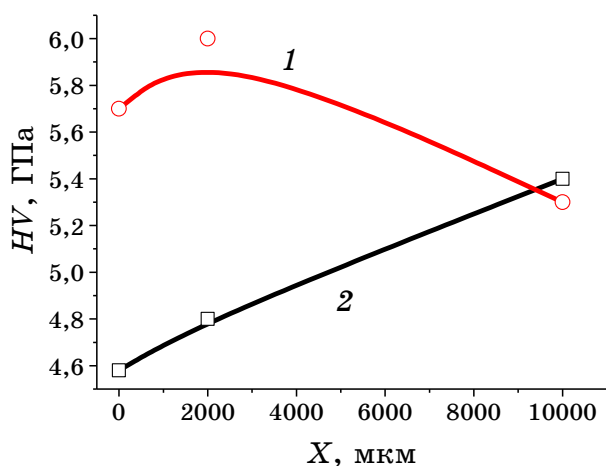


Рис. 7. Зависимость микротвёрдости HV от расстояния X от поверхности «рабочей» выкружки рельсов в исходном состоянии (кривая 1) и после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн (кривая 2).⁹

плотность дислокаций, расположенных в объёме ферритной составляющей материала. Во-вторых, фиксируется фрагментация и разрушение цементита пластинчатой морфологии. В-третьих, наблюдается формирование в ферритной составляющей стали наноразмерных частиц карбидной фазы. Наноразмерные частицы выявляются и в зёрнах перлита, и в зёрнах ферритокарбидной смеси, и в зёрнах структурно свободного феррита.

Этот факт указывает на протекание в стали при эксплуатации многоступенчатого процесса: растворения 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, повторное выделение атомов углерода с образованием наноразмерных частиц цементита округлой формы.

Наиболее существенные преобразования зёрненной структуры рельсовой стали при длительной эксплуатации наблюдаются в поверхностном слое. Эволюция структурно-фазового состояния перлита пластинчатой морфологии заключается в растворении пластин цементита. Это приводит к формированию на месте пластины цементита цепочки частиц карбидной фазы глобулярной формы, что возможно вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решётки цементита на дислокации. Вторым этапом данного преобразования является формирование наноразмерных частиц карбидной фазы в ферритных прослойках перлитной колонии.

Эволюция структурно-фазового состояния зёрен ферритокарбидной смеси сопровождается формированием фрагментирован-

ной субструктуры с размерами фрагментов (субзёрен) 250–300 нм. В объёме и вдоль границ фрагментов располагаются частицы второй фазы. Судя по микроэлектронограммам, частицами второй фазы являются карбиды железа; в отдельных случаях выявляются рефлексy оксидов железа.

Наименьшие субструктурные преобразования выявлены при анализе зёрен структурно-свободного феррита, заключающиеся в незначительном увеличении скалярной плотности дислокаций.

3.2. Структурно-фазовое состояние и свойства рельсов после пропущенного тоннажа 1000 миллионов тонн брутто

3.2.1. Градиент структурно-фазового состояния и свойств поверхности катания рельсов

3.2.1.1. Свойства металла рельсов

Результаты трибологических испытаний рельсовой стали показывают, что с увеличением пропущенного тоннажа до 1000 миллионов тонн брутто износостойкость поверхности катания рельсов снижается в $\approx 3,4$ раза. Отметим, что после пропущенного тоннажа ≈ 500 миллионов тонн брутто износостойкость рельсов уменьшилась в ≈ 3 раза по отношению к исходному состоянию металла рельсов. Снижение износостойкости сопровождается незначительным уменьшением коэффициента трения (табл. 3). Изменения коэффициента трения в процессе испытаний на износостойкость представлены на рис. 3, в.

Как и после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто можно выделить две стадии изменения коэффициента трения: начальную стадию (стадия приработки), характеризующуюся изменяющимся коэффициентом трения, и основную стадию с практически неизменной величиной коэффициента трения. Существенное изменение трибологических характеристик сопровождается изменением твёрдости стали. Можно отметить двукратное снижение твёрдости в приповерхностном слое толщиной ≈ 2 мм по отношению

ТАБЛИЦА 3. Трибологические испытания поверхности катания рельсов в исходном состоянии и после пропущенного тоннажа 1000 миллионов тонн.¹⁰

Маркировка	Коэффициент трения, μ	Скорость износа, 10^{-5} мм ³ /(Н·м)
Исходное состояние	0,49	3,2
После эксплуатации	0,43	10,9

к слою стали, расположенного на расстоянии ≈ 10 мм. Последнее указывает на деградацию структуры материала при эксплуатации.

3.2.1.2. Структура поверхности ударного разрушения металла рельсов

Как и после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто выявлены три характерные зоны — зона нормального роста трещины, зона долома и разделяющая их зона ускоренного роста трещины. Толщина зоны долома изменяется в пределах 200–300 мкм, зоны ускоренного роста трещины — 70–90 мкм.

По мере удаления от зоны ускоренного роста трещины ячеистый характер излома сопровождается появлением бороздок, также увеличивается доля площади поверхности, разрушение на которой произошло по механизму скола, а гладкий скол становится преобладающим. Судя по размерам областей скола, на данной стадии роста трещины разрушение материала носит межзёренный характер.

Сопоставление толщины зоны долома при различных сроках эксплуатации показывает, что она практически не зависит от пропущенного тоннажа. Детальный анализ зоны долома позволил выявить некоторый поверхностный подслои, имеющий толщину до 40 мкм. Поверхностный подслои характеризуется наличием большого количества микротрещин, микропор и выбоин (рис. 8). Размеры микропор изменяются в пределах 1–2 мкм. Формирование излома приводит к отслаиванию поверхностного слоя от основного объёма образца. Судя по рельефу излома, поверхностный подслои при ударном разрушении стали в свою очередь расслаивается на некоторое количество подслоев (рис. 8, а). Очевидно, что данный под-

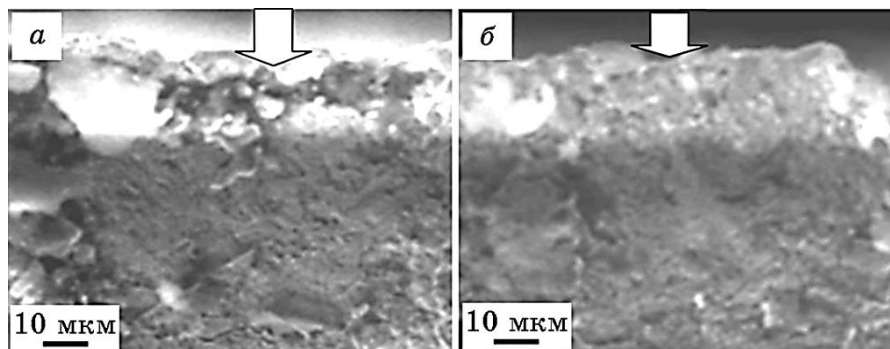


Рис. 8. Структура поверхностного подслоя, выявленного на изломе образца стали, вырезанной из зоны катания рельса. Стрелками указана поверхность катания. Сканирующая электронная микроскопия.¹¹

слой сформировался в результате воздействия многих факторов — деформирующих нагрузок, температуры, газовой среды и др.

3.2.1.3. Структура и фазовый состав рельсов

После пропущенного тоннажа 1000 миллионов тонн брутто преобразование структуры поверхностного слоя стали развивается подобно преобразованиям, имеющим место после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто и ранее подробно рассмотренным. Однако выявлены и значимые отличия структурно-фазового состояния материала. Прежде всего, существенным образом отличается дефектная субструктура зёрен феррита. Если после 500 миллионов тонн брутто в объёме зёрен феррита формируется полосовая субструктура, то после 1000 миллионов тонн брутто в зёрнах феррита выявляется преимущественно субзёрненная структура, что, очевидно, указывает на протекание начальной стадии динамической рекристаллизации материала. В объёме субзёрен обнаруживаются хаотически расположенные дислокации, скалярная плотность которых не превышает 10^8 см^{-2} .

Следующим отличием является формирование в поверхностном слое структуры, микроэлектронограммы которой имеют неординарный вид. А именно, содержат отдельно расположенные точечные рефлексы, принадлежащие α -фазе (твёрдый раствор на основе ОЦК-железа), и большое количество тонких дифракционных колец, принадлежащих, по всей видимости, наноразмерным частицам карбидных и оксикарбидных фаз. Можно предположить, что разрушение колоний пластинчатого перлита и динамическая рекристаллизация зёрен феррита могут способствовать снижению твёрдости поверхностного слоя стали вплоть до значения твёрдости исходного состояния.

В слоях, расположенных на глубине 2 и 10 мм от поверхности катания, в результате эксплуатации преобразуются все три морфологические составляющие структуры.

Структура перлита изменяется от состояния, близкого к исходному, до состояния, когда пластины цементита угадываются лишь по контрасту изображения и повышенной плотности наноразмерных частиц карбидной фазы, т.е. преобразование заключается в растворении пластин цементита вследствие ухода атомов углерода из кристаллической решётки цементита на дислокации (формируются атмосферы Коттрелла, обогащается атомами углерода область ядра дислокации).

Преобразование структуры зёрен феррита заключается в формировании фрагментированной и субзёрненной структуры.

Субзёрна, размеры которых изменяются в пределах 100–200 нм, располагаются преимущественно вдоль границ раздела зёрен

структурно-свободного феррита, колоний перлита и зёрен феррита карбидной смеси. Следует отметить, что формирование фрагментированной структуры сопровождается существенным (до $\approx 10^8 \text{ см}^{-2}$) снижением скалярной плотности дислокаций, присутствующих в зёрнах феррита.

Преобразование зёрен ферритокарбидной смеси также заключается в формировании фрагментированной (субзёренной) структуры. Интересной особенностью данного преобразования является перераспределение частиц цементита. Если для структуры зёрен ферритокарбидной смеси исходной стали характерным являлось практически равномерное распределение частиц цементита глобулярной формы по объёму зерна, то в слое, расположенном на расстоянии ≈ 2 мм от поверхности катания частицы располагаются преимущественно по границам субзёрен. Можно предположить два варианта формирования подобной структуры. Во-первых, формирование субграниц привязано к частицам карбидной фазы и, во-вторых, возможно растворение частиц, расположенных в объёме и повторное их выделение на границах субзёрен.

Отличительной особенностью материала слоя, расположенного на расстоянии ≈ 2 мм от поверхности катания, также является большое количество изгибных экстинкционных контуров, что свидетельствует о наличии внутренних дальнодействующих полей напряжений в данном слое стали [12, 17].

3.2.2. Градиент структурно-фазового состояния и свойств «рабочей» выкружки рельсов

3.2.2.1. Свойства металла «рабочей» выкружки

Анализируя представленные на рис. 9 результаты измерения микротвёрдости, можно отметить следующее. Во-первых, существенное (в 1,5–2 раза) увеличение микротвёрдости поверхностного слоя толщиной до ≈ 9 мм и, во-вторых, явно выраженное, по сравнению с металлом «рабочей» выкружки после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто, формирование упрочнённого поверхностного слоя.

3.2.2.2. Структура и фазовый состав «рабочей» выкружки рельсов

После эксплуатации структура стали существенным образом изменяется. Выполненные исследования показали, что основным типом структуры поверхностного слоя является фрагментированная субструктура с размерами фрагментов (субзёрен) 100–150 нм (рис. 10, а). О наноразмерном состоянии структуры поверхност-

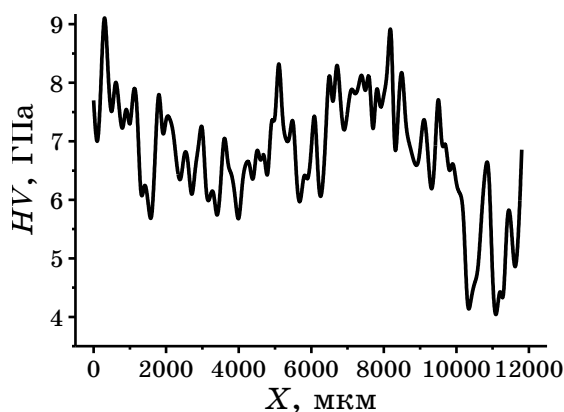


Рис. 9. Микротвёрдость HV vs. расстояние X до поверхности «рабочей» выкружки рельсов после пропущенного тоннажа 1000 миллионов тонн.¹³

ного слоя стали свидетельствует и квазикоольцевое строение микроэлектроннограммы (рис. 10, б).

Границы фрагментов декорированы частицами второй фазы (рис. 10, в). Частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах 15–20 нм. Индицирование микроэлектроннограмм показывает, что частицами второй фазы являются карбиды железа; в отдельных случаях выявляются рефлексы оксидов железа.

Гораздо реже в объёме поверхностного слоя «рабочей» выкружки выявляются области с явно выраженной полосовой субструктурой. Расстояние между полосами составляет 30–50 нм. В полосовой структуре выявляются частицы карбидной фазы, рас-

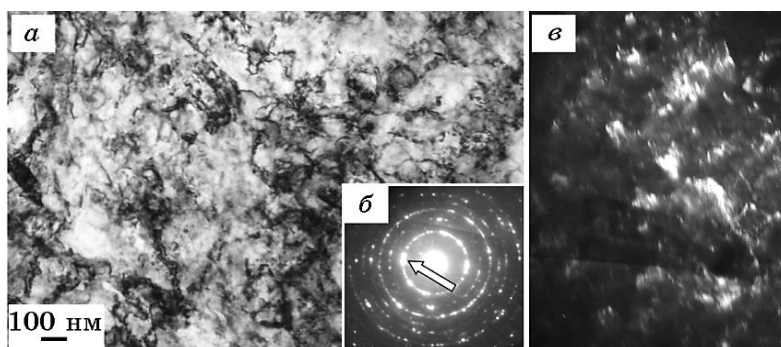


Рис. 10. Электронно-микроскопическое изображение фрагментированной субструктуры поверхностного слоя «рабочей» выкружки рельсов; а — светлое поле; б — микроэлектроннограмма; в — тёмное поле, полученное в рефлексе $[110] \alpha\text{-Fe} + [031] \text{Fe}_3\text{C}$; стрелкой на рис. б указан рефлекс, в котором получено тёмное поле.¹²

положенные в объеме и на границах полос. Частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах 10–20 нм. Учитывая сравнительно малую объемную долю областей с полосовой субструктурой, можно предположить, что они сформировались в результате преобразования дефектной субструктуры зёрен структурно-свободного феррита. В случае правомочности данного предположения, выявленные факты могут указывать на протекание при эксплуатации рельсов двух взаимодополняющих процессов преобразования структуры рельсовой стали. А именно, (1) процесса разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объём ферритных зёрен или пластин (в структуре перлита); (2) процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и в ядра дислокаций), перенос атомов углерода дислокациями в объём зёрен (или пластин) феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита.

На глубине 2 мм от поверхности «рабочей» выкружки рельсов после пропущенного тоннажа 1000 миллионов тонн наблюдается формирование существенно неоднородной структуры. Во-первых, выявляются зерна пластинчатого перлита, пластины феррита в которых разбиты на разориентированные области. Подобная структура формируется и в зёрнах ферритокарбидной смеси. Во-вторых, выявлены зёрна перлита и ферритокарбидной смеси с частичным или полным растворением пластин цементита. В этом случае на месте пластин цементита формируется некоторая совокупность частиц карбидной фазы округлой формы в размерах 15–30 нм.

В-третьих, присутствуют зерна структурно-свободного феррита, содержащие субзёрненную структуру. Субзёрна имеют округлую форму, размеры субзёрен изменяются в пределах 0,3–0,6 мкм. На границах субзёрен выявляются наноразмерные частицы карбидной фазы. Границы некоторых субзёрен имеют выпукловогнутую форму, что свидетельствует об их высокой подвижности (нестабильности). Данный факт указывает на протекание в стали при эксплуатации процесса динамической рекристаллизации.

На расстоянии ≈ 10 мм от поверхности «рабочей» выкружки структура стали рельсов по морфологическому и фазовому составу близка к структуре стали рельсов перед эксплуатацией.

3.3. Физическая природа упрочнения рельсов в процессе длительной эксплуатации

Понимание механизмов упрочнения позволяет получить оптимальное сочетание свойств материала, необходимое для его успешного применения на практике, оценить факторы, которые контролируют эти механизмы и их роль в формировании важ-

нейших свойств, таких как вязкость, прочность и пластичность. В проблеме формирования свойств металлических материалов, как правило, выделяют три фундаментальных типа упрочнения: (1) твёрдорастворное упрочнение (атомы замещения и внедрения, структурные вакансии, ближний и дальний порядок, антифазные домены и т.п.); (2) субструктурное упрочнение, обусловленное линейными и плоскими дефектами; (3) многофазное упрочнение (карбиды, нитриды, карбонитриды, включения остаточного аустенита в сталях, эвтектики, композиты т.п.) [25–30].

Эксплуатация изделий в промышленных условиях сопровождается существенными изменениями структуры и свойств материала. Относительно рельсовой стали длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенными изменениями структуры, фазового и элементного состава, и, соответственно, свойств некоторого поверхностного слоя, толщина которого определяется многими факторами [31–35]. При определённых условиях указанные изменения приводят к выходу рельсов из строя.

Выше отмечалось, что эксплуатация рельсов сопровождается формированием в поверхностном слое фрагментированной субструктуры. Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение, упрочнение границами фрагментов), разделяющими фрагменты, можно оценить, используя выражение [26, 36, 37]:

$$\sigma(L) = \sigma_0 + k^* L^{-m}, \quad (3)$$

где $m = 1$ или $m = 1/2$, L — средний размер фрагментов. Установлено, что при $m = 1$ k изменяется от 0,015 до 0,01 кгс/мм, а при $m = 1/2$ k изменяется от 0,2 до 0,98 кгс/мм^{3/2} [26, 36, 37].

При расчётах использовали следующие значения параметров, входящих в уравнение (3): $k = 0,015$ и $m = 1$. σ_0 представляет собой напряжение трения кристаллической решётки материала, т.е. напряжение, необходимое для движения дислокаций в однофазных «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 [36, 38]. Для сталей обычно используется величина σ_0 , равная 30–40 МПа [36].

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 , необходимое для преодоления движущимися дислокациями (носителями деформации) сил

взаимодействия с неподвижными дислокациями (дислокациями «леса») связано со скалярной плотностью дислокаций следующим образом [36, 37, 39]:

$$\sigma_d = \sigma_0 + \alpha m G b \sqrt{\langle \rho \rangle}, \quad (4)$$

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 [38, 40]; G — модуль сдвига (≈ 80 ГПа); b — модуль вектора Бюргера дислокации (0,25 нм). Для сталей с учётом ориентационного множителя m обычно принимают $m\alpha \approx 0,5$.

Эксплуатация рельсов сопровождается формированием в стали внутренних полей напряжений. Процедура оценки величины внутренних полей напряжений сводится к определению градиента кривизны–кручения кристаллической решётки χ [25, 28, 41, 42]:

$$\chi = \frac{\partial \phi}{\partial \ell} = \frac{0,017}{h}, \quad (5)$$

где h — поперечные размеры изгибного контура экстинкции.

Величина избыточной плотности дислокаций ρ_{\pm} связана с χ через модуль вектора Бюргера дислокаций b :

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial \phi}{\partial \ell}. \quad (6)$$

Величину пластической составляющей внутренних полей напряжений оценивают, исходя из соотношения [25, 28, 41, 42]:

$$\sigma_{пл} = m\alpha G b \sqrt{\rho_{\pm}}, \quad (7)$$

Величину упругой составляющей оценивают из соотношения:

$$\sigma_{упр} = m\alpha G t \chi_{упр}, \quad (8)$$

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 [36, 43]:

$$\sigma_{\Pi} = k_y (4,75L)^{-1/2} 0,24V_{\Pi}, \quad (9)$$

где L — расстояние между пластинами цементита, V_{Π} — 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.

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 [36]. 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, осуществляют, используя соотношение [44]:

$$\sigma_{\text{ч}} = M \frac{mG_m b}{2\pi(\lambda - D)} \Phi \ln \left(\left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right), \quad (10)$$

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 [40].

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 [3, 6, 25–28, 43]:

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma_{\text{ч}}, \quad (11)$$

где $\Delta\sigma_0$ — вклад, обусловленный трением решётки матрицы, $\Delta\sigma(L)$ — вклад, обусловленный внутрифазными границами, $\Delta\sigma(\rho)$ — вклад, обусловленный дислокационной субструктурой, $\Delta\sigma(h)$ — вклад, обусловленный дальнедействующими внутренними полями напряжений, $\Delta\sigma_{\text{ч}}$ — вклад, обусловленный присутствием частиц карбидных фаз.

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.

3.3.1. Физическая природа упрочнения поверхностного слоя «рабочей» выкружки рельсов в процессе длительной эксплуатации

Результаты количественного анализа дефектной субструктуры металла «рабочей» выкружки рельсов, подвергнутых эксплуатации на железной дороге, представлены в табл. 4–6 и на рис. 11–13.

Анализ результатов, представленных в табл. 4–6 и на рис. 11–13 показывает, что параметры дефектной субструктуры металла рельсов зависят и от расстояния до рабочей поверхности рельсов, и от величины грузопроката. А именно, при увеличении расстояния от поверхности «рабочей» выкружки рельсов средние размеры фрагментов увеличиваются, а величина кривизны–кручения

ТАБЛИЦА 4. Характеристики дефектной субструктуры, формирующейся при эксплуатации рельсовой стали в слое, расположенном на расстоянии ≈ 10 мм (по радиусу скругления) от поверхности «рабочей» выкружки. (Здесь L — средний размер фрагментов, $\alpha_{аз}$ — азимутальная составляющая полного угла разориентации фрагментов, $\langle\rho\rangle$ — скалярная плотность дислокаций, ρ_{\pm} — избыточная плотность дислокаций, $\chi_{пл}$ — пластическая составляющая градиента кривизны–кручения кристаллической решётки; $\chi_{упр}$ — упругая составляющая градиента кривизны–кручения кристаллической решётки.)¹⁴

Режим эксплуатации рельсов	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
L , нм	800	800
$\alpha_{аз}$, градус	1	1
$\langle\rho\rangle \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	4,5	4,3
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	3,1	2,6
$\chi_{пл}$, см ⁻¹	764	655
$\chi_{упр}$, см ⁻¹	38	193

ТАБЛИЦА 5. То же самое, что и в табл. 4, но в слое на расстоянии ≈ 2 мм (по радиусу скругления) от поверхности «рабочей» выкружки.¹⁵

Режим эксплуатации рельсов	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
L , нм	600	600
$\alpha_{аз}$, градус	1	1
$\langle\rho\rangle \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	3,6	4,3
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	3,6	4,2
$\chi_{пл}$, см ⁻¹	887	1004
$\chi_{упр}$, см ⁻¹	145	0

ТАБЛИЦА 6. Характеристики дефектной субструктуры, формирующейся при эксплуатации рельсовой стали в слое, расположенном у поверхности «рабочей» выкружки.¹⁶

Режим эксплуатации рельсов	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
L , нм	520	60
$\alpha_{аз}$, градус	4	7
$\langle \rho \rangle \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	4,2	5,1
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	3,3	5,1
$\chi_{пл}$, см ⁻¹	944	1276
$\chi_{упр}$, см ⁻¹	154	5707

кристаллической решётки α -фазы снижается, не зависимо от величины пропущенного тоннажа (рис. 11 и 12). При этом величина пропущенного тоннажа рельсов сказывается на интенсивности изменения рассмотренных параметров стали.

Менее однозначно изменяется величина скалярной и избыточной плотности дислокаций. Из анализа результатов, представленных на рис. 13 следует, что после пропущенного тоннажа 1000 миллионов тонн брутто величина скалярной и избыточной плотности дислокаций снижаются при удалении от поверхности «рабочей» выкружки рельсов (рис. 13, кривые 3 и 4). После пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто величина скалярной и избыточной плотности дислокаций изменяется в пределах ошибки измерения (рис. 13, кривые 1 и 2), что может быть связано с активной перестройкой дислокационной субструктуры

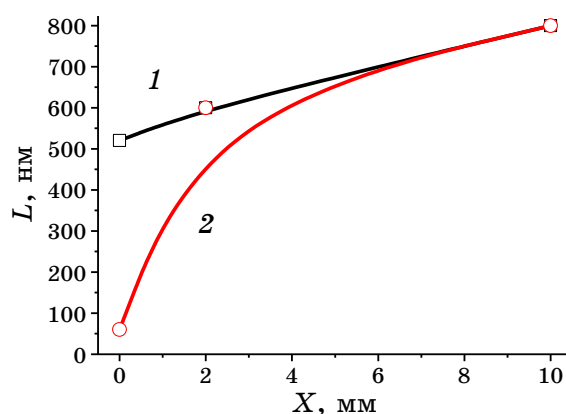


Рис. 11. Зависимость средних размеров фрагментов от расстояния до поверхности «рабочей» выкружки; 1 — пропущенный тоннаж 500 миллионов тонн; 2 — пропущенный тоннаж 1000 миллионов тонн.¹⁷

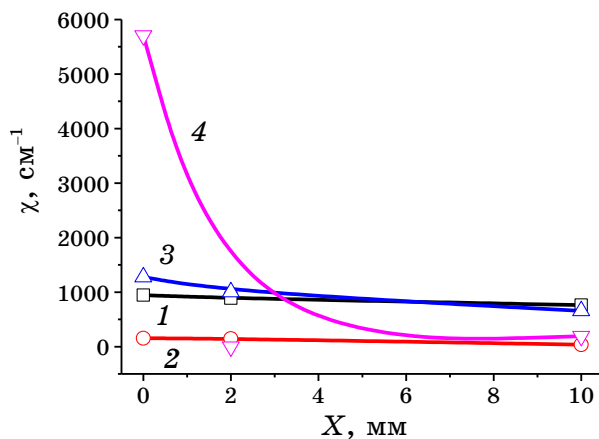


Рис. 12. Зависимость пластической (кривые 1 и 3) и упругой (кривые 2 и 4) компонент величины кривизны-кручения кристаллической решётки α-фазы от расстояния до поверхности «рабочей» выкружки; 1 и 2 — пропущенный тоннаж 500 миллионов тонн; 3 и 4 — пропущенный тоннаж 1000 миллионов тонн.¹⁸

поверхностного слоя.

Используя результаты количественного анализа структуры стали и приведённые выше уравнения (3)–(11), нами были проведены оценки величин вкладов структурных элементов в предел текучести металла рельсов. Результаты проведённых оценок содержатся в табл. 7–9.

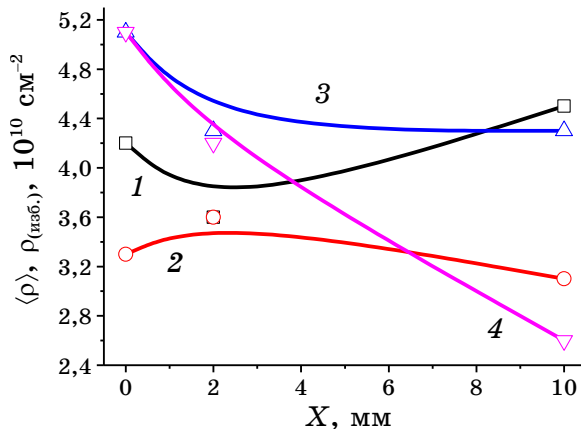


Рис. 13. Зависимость скалярной (кривые 1 и 3) и избыточной (кривые 2 и 4) плотности дислокаций от расстояния до поверхности «рабочей» выкружки рельс; 1 и 2 — пропущенный тоннаж 500 миллионов тонн; 3 и 4 — пропущенный тоннаж 1000 миллионов тонн.¹⁹

Анализируя приведённые в табл. 7–9 и на рис. 14 результаты, отметим, что предел текучести металла «рабочей» выкружки рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто изменяется в пределах от 771 МПа в слое, расположенном на глубине ≈ 10 мм, до 880 МПа в поверхностном слое (рис. 14, б, кривая 1). Практически таким же незначительным образом изменяется и величина микротвёрдости металла «рабочей» выкружки рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто (рис. 14, а, кривая 1). Однако изменение величины микротвёрдости, измеренной на эксперименте, и предела текучести, выявленного на основании теоретических оценок, происходит противоположным образом для металла рельсов в процессе эксплуатации.

ТАБЛИЦА 7. Оценки механизмов упрочнения слоя рельсовой стали, расположенного на расстоянии ≈ 10 мм (по радиусу скругления) от поверхности «рабочей» выкружки.²⁰

Режим эксплуатации рельсов	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
Механизм упрочнения		
Субструктурное упрочнение, σ (L), МПа	188	188
Дислокационное упрочнение, σ_d , МПа	212	207
Упрочнение полями внутренних напряжений:		
пластическая составляющая, $\sigma_{пл}$, МПа	176	161
упругая составляющая, $\sigma_{упр}$, МПа	30	154
Упрочнение перлитной составляющей $\sigma_{п}$, МПа	165	165
Аддитивное суммирование, МПа	771	875

ТАБЛИЦА 8. То же самое, что и в табл. 7, но для слоя на расстоянии ≈ 2 мм (по радиусу скругления) от поверхности «рабочей» выкружки.²¹

Режим эксплуатации рельсов	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
Механизм упрочнения		
Субструктурное упрочнение, σ (L), МПа	250	250
Дислокационное упрочнение, σ_d , МПа	190	207
Упрочнение полями внутренних напряжений:		
пластическая составляющая, $\sigma_{пл}$, МПа	190	205
упругая составляющая, $\sigma_{упр}$, МПа	116	0
Упрочнение перлитной составляющей $\sigma_{п}$, МПа	165	165
Аддитивное суммирование, МПа	1010	1205

ТАБЛИЦА 9. Оценки механизмов упрочнения слоя рельсовой стали, расположенного у поверхности «рабочей» выкружки.²²

Механизм упрочнения	Режим эксплуатации рельсов	
	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
Субструктурное упрочнение, $\sigma(L)$, МПа	288	2500
Дислокационное упрочнение, σ_d , МПа	205	226
Упрочнение полями внутренних напряжений:		
пластическая составляющая, $\sigma_{пл}$, МПа	182	226
упругая составляющая, $\sigma_{упр}$, МПа	123	4565 (900)
Упрочнение перлитной составляющей, $\sigma_{п}$, МПа	82	0
Упрочнение частицами цементита, $\sigma_{ч}$, МПа	0	260
Аддитивное суммирование, МПа	880	7777 (4100)

А именно, экспериментально фиксируется разупрочнение поверхностного слоя металла «рабочей» выкружки рельсов в процессе эксплуатации после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто. Результаты построения профиля микротвёрдости показали, что после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто твёрдость металла «рабочей» выкружки рельсов при удалении от рабочей поверхности незначительно (в $\approx 1,2$ раза) увеличивается (рис. 14, а, кривая 1). Одной из возможных причин, приведших к данному разногласию, может быть высокий уровень неоднородности материала, т.е. формирование на данной стадии

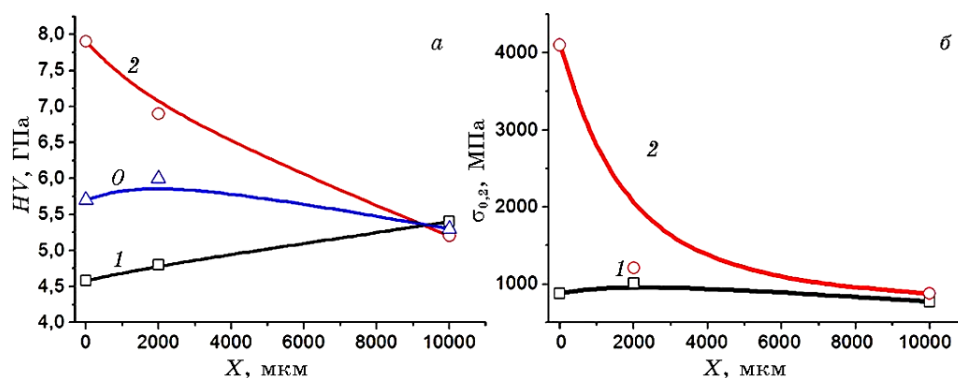


Рис. 14. Зависимость от расстояния X до поверхности «рабочей» выкружки рельса средней микротвёрдости HV (а) и теоретически рассчитанного предела текучести (б): кривая 0 — исходное состояние рельс, 1 и 2 — после пропущенного тоннажа 500 и 1000 миллионов тонн соответственно.²³

эксплуатации рельсов областей поверхностного слоя с пониженным уровнем твёрдости, которые дают свой вклад в величину твёрдости материала, но не учитываются при теоретических оценках величины предела текучести.

Увеличение пропущенного тоннажа до 1000 миллионов тонн брутто приводит к существенному (в $\approx 1,5$ раза) росту величины микротвёрдости металла поверхности «рабочей» выкружки рельсов (рис. 14, а, кривая 2). Теоретические оценки предела текучести стали, результаты которых представлены в табл. 7–9, свидетельствуют о том, что предел текучести металла поверхности «рабочей» выкружки рельсов существенно (более чем в 4,7 раз) выше предела текучести объёма материала.

Анализируя результаты, представленные в табл. 7–9, можно выделить наиболее значимые физические механизмы, обеспечивающие высокие прочностные свойства рельсовой стали. В объёме стали, расположенном на глубине ≈ 10 мм, основным механизмом упрочнения является дислокационный, обусловленный дислокациями, расположенными квазиравномерно в объёме зёрен (структурный параметр — скалярная плотность дислокаций), и дислокационными зарядами (дислокациями одного знака, приводящими к искажению кристаллической решётки материала; структурный параметр — избыточная плотность дислокаций одного знака). В объёме материала, прилегающему к рабочей поверхности, ситуация существенным образом изменяется: основными механизмами упрочнения материала теперь являются субструктурный (фрагментация стали, формирование субгранулы) механизм и механизм, обусловленный упругими искажениями кристаллической решётки материала вследствие несовместности деформации соседних зёрен, колоний перлита, субзёрен, включений карбидной фазы и α -матрицы. Отметим, что упругая компонента полей напряжений в ≈ 5 раз превышает предел текучести рельсовой стали, равный ≈ 900 МПа [45]. Это должно приводить к пластической релаксации внутренних напряжений. Учитывая данный факт, ограничим амплитуду внутренних полей напряжений величиной предела текучести стали. Результаты такой корректировки теоретических оценок предела текучести металла рельсов приведены в скобках в соответствующих местах табл. 9 и на рис. 14, б, кривая 2.

3.3.2. Физическая природа упрочнения поверхности катания рельсов в процессе длительной эксплуатации

Результаты количественного анализа дефектной субструктуры металла, расположенного на различных расстояниях (вдоль осевой линии) от поверхности катания рельсов, подвергнутых экс-

ТАБЛИЦА 10. Характеристики дефектной субструктуры, формирующейся при эксплуатации рельсовой стали в слое, расположенном на расстоянии ≈ 10 мм (по осевой линии) от поверхности катания (L — средние размеры фрагментов; $\alpha_{аз}$ — азимутальная составляющая полного угла разориентации фрагментов; $\langle\rho\rangle$ — скалярная плотность дислокаций; ρ_{\pm} — избыточная плотность дислокаций; $\chi_{пл}$ — пластическая составляющая градиента кривизны–кручения кристаллической решётки; $\chi_{упр}$ — упругая составляющая градиента кривизны–кручения кристаллической решётки).²⁴

Режим эксплуатации рельсов	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
L , нм	550	600
$\alpha_{аз}$, градус	1	1
$\langle\rho\rangle \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	3,6	4,0
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	2,4	2,0
$\chi_{пл}$, см ⁻¹	615	507
$\chi_{упр}$, см ⁻¹	0	0

ТАБЛИЦА 11. То же самое, что и в табл. 10, но в слое, расположенном на расстоянии ≈ 2 мм (по осевой линии) от поверхности катания.²⁵

Режим эксплуатации рельсов	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
L , нм	360	520
$\alpha_{аз}$, градус	6	1
$\langle\rho\rangle \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	3,7	3,6
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	3,1	2,9
$\chi_{пл}$, см ⁻¹	770	721
$\chi_{упр}$, см ⁻¹	90	164

плуатации, представлены в табл. 10–12 и на рис. 15–17.

Анализ результатов, представленных в табл. 10–12 и на рис. 15–17 показывает, что параметры дефектной субструктуры металла существенным образом зависят от расстояния до рабочей поверхности рельсов и от пропущенного тоннажа. А именно, при увеличении расстояния от поверхности катания средние размеры фрагментов увеличиваются (рис. 15), величина скалярной и избыточной плотности дислокаций (рис. 16) и амплитуда кривизны–кручения кристаллической решётки α -фазы (упругая и пластическая составляющие) (рис. 17) снижаются, независимо от величины пропущенного тоннажа. При этом величина пропущенного тоннажа сказывается на интенсивности изменения рассмотренных параметров стали.

ТАБЛИЦА 12. Характеристики дефектной субструктуры, формирующейся при эксплуатации рельсовой стали в слое, расположенном у поверхности катания.²⁶

Режим эксплуатации рельсов	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
L , нм	150	330
$\alpha_{аз}$, градус	7	4,6
$\langle \rho \rangle \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	10,0	5,9
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	9,8	5,6
$\chi_{пл}$, см ⁻¹	2490	1408
$\chi_{упр}$, см ⁻¹	0	127

Результаты количественного анализа структуры стали, рассмотренные выше, были использованы при оценке величин вкладов структурных элементов в предел текучести металла рельсов. Оценки осуществляли по приведённым выше уравнениям (3)–(11). Результаты, полученные при этом, представлены в табл. 13–15 и на рис. 18.

Анализируя результаты, представленные в табл. 13–15, можно выделить наиболее значимые физические механизмы, обеспечивающие высокие прочностные свойства рельсовой стали. В объёме стали, расположенном на глубине ≈ 10 мм, и в объёме, прилегающем к поверхности катания, основным механизмом упрочнения является субструктурный, обусловленный формированием

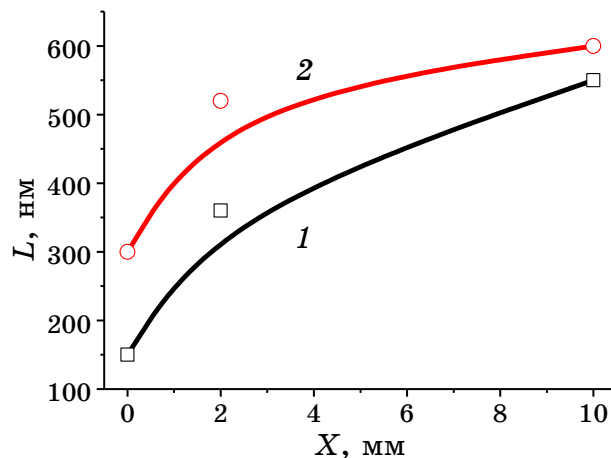


Рис. 15. Зависимость средних размеров фрагментов от расстояния до поверхности катания; 1 и 2 — пропущенные тоннажи 500 и 1000 миллионов тонн соответственно.²⁷

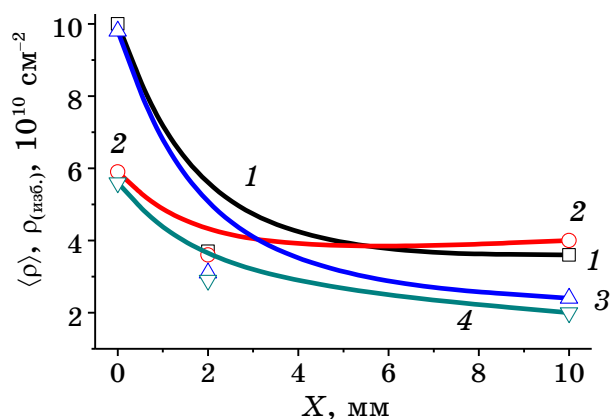


Рис. 16. Зависимость скалярной (кривые 1 и 3) и избыточной (кривые 2 и 4) плотности дислокаций от расстояния от поверхности катания; 1 и 2 — пропущенный тоннаж 500 миллионов тонн; а 3 и 4 — 1000 миллионов тонн.²⁸

субграниц. Отметим, что в объёме материала, прилегающего к поверхности катания, роль субструктурного упрочнения существенным образом усиливается.

Анализируя результаты, приведённые в табл. 13–15 и на рис. 18, а, отметим, что предел текучести рельсов в области поверхности катания после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто и 1000 миллионов тонн брутто изменяется подобным обра-

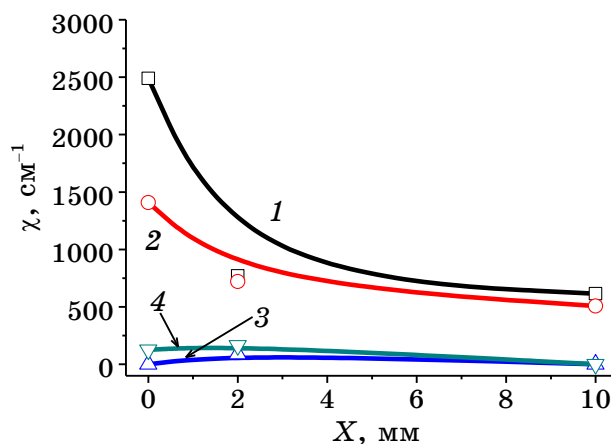


Рис. 17. Зависимость пластической (кривые 1 и 2) и упругой (кривые 3 и 4) компонент величины кривизны-кручения кристаллической решётки α -фазы от расстояния до поверхности катания: 1 и 3 — пропущенный тоннаж 500 миллионов тонн, а 2 и 4 — 1000 миллионов тонн.²⁹

ТАБЛИЦА 13. Оценки механизмов упрочнения слоя рельсовой стали, расположенного на расстоянии ≈ 10 мм (по осевой линии) от поверхности катания.³⁰

Режим эксплуатации рельсов Механизм упрочнения	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
Субструктурное упрочнение, $\sigma(L)$, МПа	300	250
Дислокационное упрочнение, σ_D , МПа	190	200
Упрочнение полями внутренних напряжений:		
пластическая составляющая, $\sigma_{пл}$, МПа	155	142
упругая составляющая, $\sigma_{упр}$, МПа	0	0
Упрочнение перлитной составляющей $\sigma_{п}$, МПа	165	165
Аддитивное суммирование, МПа	810	757

ТАБЛИЦА 14. То же самое, что и в табл. 13, но для слоя на расстоянии ≈ 2 мм (по осевой линии) от поверхности катания.³¹

Режим эксплуатации рельсов Механизм упрочнения	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
Субструктурное упрочнение, $\sigma(L)$, МПа	417	288
Дислокационное упрочнение, σ_D , МПа	192	190
Упрочнение полями внутренних напряжений:		
пластическая составляющая, $\sigma_{пл}$, МПа	176	170
упругая составляющая, $\sigma_{упр}$, МПа	72	131
Упрочнение перлитной составляющей $\sigma_{п}$, МПа	165	165
Аддитивное суммирование, МПа	1022	944

зом, а именно, достигает максимальных значений на поверхности катания и быстро снижается при увеличении расстояния от поверхности катания вдоль осевой линии (рис. 18, а). При этом предел текучести металла рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто выше предела текучести металла рельсов, формирующегося после пропущенного тоннажа 1000 миллионов тонн брутто.

Профиль микротвёрдости металла, выявленный вдоль осевой линии от поверхности катания рельсов после пропущенного тоннажа 500 миллионов тонн брутто, изменяется подобно изменению теоретически рассчитанного предела текучести соответствующего материала (рис. 18, б, кривая 1). Изменение величины микротвёрдости, измеренной на эксперименте, в крайних точках про-

ТАБЛИЦА 15. Оценки механизмов упрочнения слоя рельсовой стали, расположенного у поверхности катания.³²

Режим эксплуатации рельсов	500 миллионов тонн	1000 миллионов тонн
Механизм упрочнения		
Субструктурное упрочнение, $\sigma(L)$ МПа	1000	455
Дислокационное упрочнение, σ_D , МПа	316	243
Упрочнение полями внутренних напряжений: пластическая составляющая, $\sigma_{пл}$, МПа упругая составляющая, $\sigma_{упр}$, МПа	316 0	236 102
Упрочнение перлитной составляющей, $\sigma_{п}$, МПа	0	0
Упрочнение частицами цементита, $\sigma_{ч}$, МПа	260	260
Аддитивное суммирование, МПа	1892	1296

филя составляет $\approx 1,5$; в случае предела текучести, выявленного на основании теоретических оценок, $\approx 2,2$.

Увеличение пропущенного тоннажа до 1000 миллионов тонн брутто приводит к некоторому (в $\approx 1,4$ раза) разупрочнению поверхностного слоя металла поверхности катания рельсов (рис. 18, б, кривая 2). Теоретические оценки предела текучести стали, результаты которых представлены в табл. 13–15 и на рис. 18, а (кривая 2), свидетельствуют о том, что предел текучести металла поверхности катания после пропущенного тоннажа в 1000 миллионов тонн брутто в $\approx 1,6$ раз выше предела текучести объёма материала, т.е. эксплуатация рельсов приводит к упрочнению металла поверхности катания.

Одна из возможных причин разупрочнения поверхностного слоя поверхности катания, выявленного при построении профиля микротвёрдости, обсуждалась ранее. Было показано (при анализе зоны долома), что эксплуатация рельсов приводит к формированию поверхностного слоя поверхности катания, характеризующегося большим количеством микротрещин, микропор и выбоин (рис. 8). Очевидно, что данный подслоя сформировался в результате воздействия многих факторов: деформирующих нагрузок, температуры, газовой и водной среды и др. Формирование излома при ударном разрушении образцов стали приводит к отделению поверхностного слоя от основного объёма образца и его расслаиванию на несколько подслоев. Эти факты могут указывать на высокий уровень растягивающих напряжений, формирующихся в металле поверхности катания при эксплуатации.

Таким образом, анализ поверхности ударного излома образцов стали, вырезанных параллельно поверхности катания, позволил

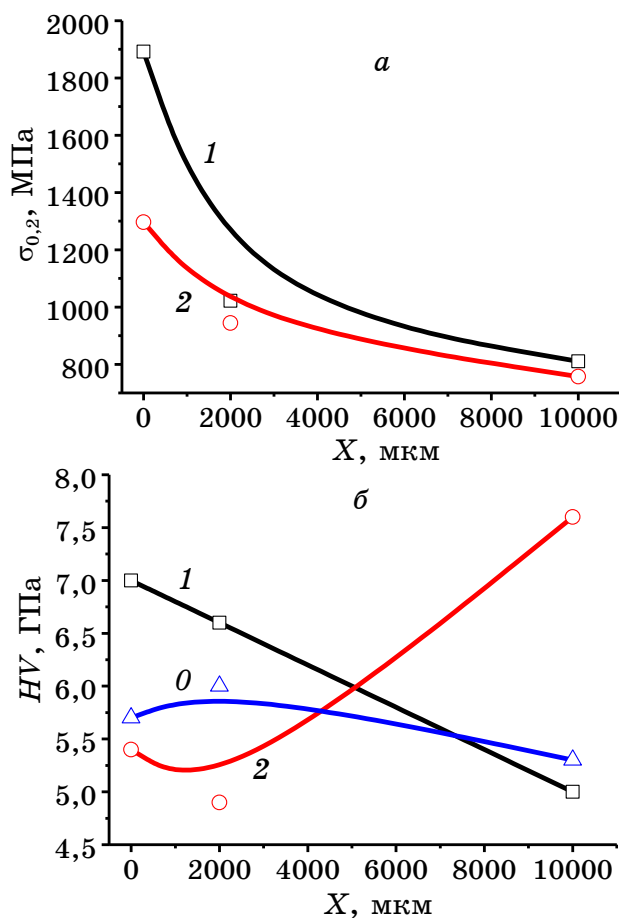


Рис. 18. Зависимость от расстояния X до поверхности катания рельса средней микротвёрдости HV (б) и теоретически рассчитанного предела текучести (а): кривая 0 — исходное состояние рельсов, 1 и 2 — после пропущенного тоннажа 500 и 1000 миллионов тонн соответственно.³³

выявить формирование в процессе эксплуатации рельса поверхностного слоя, который характеризуется высоким уровнем дефектности.

Эти факты, с одной стороны, могут являться одной из основных причин разупрочнения поверхностного слоя поверхности катания рельсов, выявленного при построении профиля микротвёрдости, и с другой стороны, являться объяснением выявленного разногласия между экспериментально измеренными и теоретически рассчитанными, на основании исследований дефектной субструктуры и фазового состава стали, результатами, представленными на рис. 18.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполнен сравнительный послойный количественный анализ дефектной субструктуры и фазового состава рельсов после длительного срока эксплуатации (пропущенный тоннаж 500 миллионов тонн брутто и 1000 миллионов тонн брутто). Рассмотрены механизмы упрочнения рельсов на пределе текучести. Проведены теоретические оценки предела текучести металла рельсов. Выявлен многофакторный характер упрочнения стали, что обусловлено, во-первых, субструктурным упрочнением, вызванным формированием субграниц фрагментов, границы которых стабилизированы частицами карбидной фазы; во-вторых, упрочнением частицами карбидной фазы, расположенными в объёме фрагментов и на элементах дислокационной субструктуры (дисперсионное упрочнение); в-третьих, упрочнением, обусловленным осаждением на дислокациях атомов углерода (формирование атмосфер Коттрелла); в-четвертых, упрочнением, вносимым внутренними полями напряжений, вызванными несовместностью деформации кристаллических решёток структурных составляющих α -фазы и частиц карбидной фазы.

Выполнен анализ механизмов упрочнения «рабочей» выкружки и поверхности катания рельсов. Для области материала, формирующего «рабочую» выкружку, установлено, что эксплуатация рельсов при пропущенном тоннаже 500 миллионов тонн брутто сопровождается разупрочнением поверхностного слоя толщиной не менее 2 мм; увеличение пропущенного тоннажа рельсов до 1000 миллионов тонн приводит к существенному (относительно исходного состояния стали в $\approx 1,4$ раза, относительно состояния, формирующегося при тоннаже 500 миллионов тонн в $\approx 1,8$ раза) увеличению твёрдости поверхностного слоя.

Для области материала, формирующего поверхность катания, установлено, что эксплуатация рельсов при пропущенном тоннаже 500 миллионов тонн брутто сопровождается упрочнением (повышением твёрдости) поверхностного слоя. Наиболее значимыми физическими механизмами, обеспечивающими высокие прочностные свойства рельсовой стали является субструктурный, обусловленный формированием субграниц, и дислокационный. В объёме металла, прилегающего к поверхности катания, роль субструктурного упрочнения существенным образом усиливается. Увеличение пропущенного тоннажа до 1000 миллионов тонн брутто приводит к разупрочнению (снижению твёрдости) поверхностного слоя металла поверхности катания рельсов. Теоретические оценки предела текучести стали свидетельствуют об обратном эффекте, т.е. повышении предела текучести металла поверхностного слоя поверхности катания рельсов. Выявленное несоот-

ветствие между экспериментально полученными и теоретически рассчитанными значениями величины прочности поверхностного слоя рельсов нашло объяснение при анализе результатов исследования поверхности ударного излома образцов стали, вырезанных параллельно поверхности катания. Было выявлено формирование в процессе эксплуатации рельсов поверхностного слоя, характеризующегося высоким уровнем дефектности. Эти факты, не учитываемые при теоретических оценках предела текучести стали, могут являться одной из основных причин разупрочнения поверхностного слоя поверхности катания рельсов, обнаруженного при построении профиля микротвёрдости.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект №15-12-00010).

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Е. А. Шур, *Повреждения рельсов* (Москва: Интекст: 2012).
2. Е. Шейнман, *Трение и износ*, 33, № 4: 413 (2012).
3. В. Е. Громов, А. Б. Юрьев, К. В. Морозов, Ю. Ф. Иванов, *Микроструктура закалённых рельсов* (Новокузнецк: ИнтерКузбасс: 2014).
4. Дж. Кристиан, *Железные дороги мира*, № 10: 16 (2005) (пер. с англ.).
5. К. В. Григорович, А. С. Трушкникова, А. М. Арсенкин, С. С. Шибяев, А. К. Гарбер, *Металлы*, № 5: 72 (2006).
6. Д. В. Сталинский, Д. К. Нестеров, А. С. Рудюк, В. Е. Сапожков, *Металлургическая и горнорудная промышленность*, № 4: 64 (2009).
7. Yu. Ivanisenko and H. J. Fecht, *Steel Tech.*, 3, No. 1: 19 (2008).
8. Yu. Ivanisenko, I. MacLaren, X. Sauvage, R. Z. Valiev, and H.-J. Fecht, *Acta Mater.*, 54: 1659 (2006).
9. Yu. Ivanisenko, W. Lojkowski, and H.-J. Fecht, *Materials Science Forum*, 539–543: 4681 (2007).
10. M. A. Meyers, A. Mishra, and D. J. Benson, *Progress in Materials Science*, 51: 427 (2006).
11. Д. Брандон, У. Каплан, *Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля* (Москва: Техносфера: 2004) (пер. с англ.).
12. Л. М. Утевский, *Дифракционная электронная микроскопия в металлургии* (Москва: Металлургия: 1973).
13. Г. Томас, М. Дж. Гориндж, *Просвечивающая электронная микроскопия материалов* (Москва: Наука: 1983) (пер. с англ.).
14. М. М. Хрущов, *Трение, износ и микротвёрдость материалов* (Москва: Красанд: 2012).
15. В. С. Чернявский, *Стереология в металлургии* (Москва: Металлургия: 1977).
16. С. А. Салтыков, *Стереометрическая металлография* (Москва: Металлургия: 1970).
17. П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан, *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (Москва: Мир: 1968) (пер. с англ.).
18. К. Эндрюс, Д. Дайсон, С. Кноун, *Электроннограммы и их интерпретация*

- (Москва: Мир: 1970) (пер. с англ.).
19. В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. И. Базайкин, В. Я. Целлермаер, Ю. Ф. Иванов, *Физика и механика волочения и объемной штамповки* (Москва: Недра: 1997).
 20. Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова, *Структура перлита и конструктивная прочность стали* (Новосибирск: ВО Наука: 1993).
 21. В. С. Иванова, А. А. Шанявский, *Количественная фрактография. Усталостное разрушение* (Челябинск: Металлургия: 1988).
 22. В. Ф. Терентьев, *Усталость металлических материалов* (Москва: Наука: 2002).
 23. Л. Энгеле, Г. Клингеле, *Растровая электронная микроскопия. Разрушение* (Москва: Металлургия: 1986) (пер. с англ.).
 24. Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и стали* (Москва: Наука: 1977).
 25. Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов, В. Е. Громов, *Закаленная конструкционная сталь: Структура и механизмы упрочнения* (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2010).
 26. Б. З. Беленький, Б. М. Фарбер, М. И. Гольдштейн, *Физика металлов и металловедение*, 39, № 3: 403 (1975).
 27. Т. Пнрка, *Металловедение и терм. обр. стали*, № 7: 3 (1979).
 28. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Е. Н. Никитина, *Бейнитная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения* (Новокузнецк: СибГИУ: 2015).
 29. В. И. Трефилов, В. И. Моисеев, Э. П. Печковский, И. Д. Горная, А. Д. Васильев, *Деформационное упрочение и разрушение поликристаллических металлов* (Киев: Наукова думка: 1987).
 30. *Статическая прочность и механика разрушения сталей: Сб. научных трудов* (Ред. В. Даль, В. Антон) (Москва: Металлургия: 1986) (пер. с нем.).
 31. Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, В. Е. Громов, Н. А. Попова, Е. Н. Никоненко, *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*, № 3: 49 (2015).
 32. В. Е. Громов, О. А. Перегудов, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, К. В. Алсараева, *Вопросы материаловедения*, № 3: 41 (2015).
 33. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, К. В. Алсараева, Н. А. Попова, Е. Н. Никоненко, *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*, 12, № 2: 203 (2015).
 34. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, О. А. Перегудов, К. В. Морозов, А. Б. Юрьев, *Изв. вузов. Чёрная металлургия*, 58, № 4: 262 (2015).
 35. О. А. Перегудов, К. В. Морозов, В. Е. Громов, А. М. Глезер, Ю. Ф. Иванов, *Деформация и разрушение материалов*, № 11: 34 (2015).
 36. М. И. Гольдштейн, Б. М. Фарбер, *Дисперсионное упрочнение стали* (Москва: Металлургия: 1979).
 37. М. А. Штремель, *Прочность сплавов. Часть II: Деформация* (Москва: МИСиС: 1997).
 38. Д. Мак Лин, *Механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1965) (пер. с англ.).
 39. А. А. Предводителев, *Проблемы современной кристаллографии* (Москва: Наука: 1975), с. 262.
 40. J. D. Embury, *Strengthening Methods in Crystals* (Eds. A. Kelly and R. B. Nicholson) (London: Applied Science Publishers: 1971), p. 331.

41. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov, *Fatigue of Steels Modified by High Intensity Electron Beams* (Cambridge: CISP Ltd.: 2015).
42. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Структурные уровни пластической деформации и разрушения* (Новосибирск: Наука, Сибирское отделение: 1990), с. 123.
43. Ф. Б. Пикеринг, *Физическое металловедение и разработка сталей* (Москва: Металлургия: 1982).
44. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, *Proc. Phys. Soc.*, **52**, No. 1: 86 (1940).
45. П. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский и др., *Физические величины: Справочник* (Ред. И. С. Григорьев, Е. З. Мейлихов) (Москва: Энергоатомиздат: 1991).

REFERENCES

1. E. A. Shur, *Povrezhdeniya Rel'sov* [Rails' Damage] (Moscow: Intekst: 2012) (in Russian).
2. E. Sheinman, *Trenie i Iznos*, **33**, No. 4: 413 (2012) (in Russian).
3. V. E. Gromov, A. B. Yuriev, K. V. Morozov, and Yu. F. Ivanov, *Mikrostruktura Zakalennykh Rel'sov* [Microstructure of Hardened Rails] (Novokuznetsk: InterKuzbass: 2014) (in Russian).
4. J. Christian, *Zheleznyye Dorogi Mira*, No. 10: 16 (2005) (Russian translation).
5. K. V. Grigorovich, A. S. Trushchnikova, A. M. Arsenkin, S. S. Shibaev, and A. K. Garber, *Metally*, No. 5: 72 (2006) (in Russian).
6. D. V. Stalinskiy, D. K. Nesterov, A. S. Rudyuk, and V. E. Sapozhkov, *Metallurgicheskaya i Gornorudnaya Promyshlennost'*, No. 4: 64 (2009) (in Russian).
7. Yu. Ivanisenko and H. J. Fecht, *Steel Tech.*, **3**, No. 1: 19 (2008).
8. Yu. Ivanisenko, I. MacLaren, X. Sauvage, R. Z. Valiev, and H. J. Fecht, *Acta Mater.*, **54**: 1659 (2006).
9. Yu. Ivanisenko, W. Lojkowski, and H. J. Fecht, *Materials Science Forum*, **539–543**: 4681 (2007).
10. M. A. Meyers, A. Mishra, and D. J. Benson, *Progress in Materials Science*, **51**: 427 (2006).
11. D. Brandon and U. Kaplan, *Mikrostruktura Materialov. Metody Issledovaniya i Kontrolya* [Microstructure of Materials. Methods of Investigations and Control] (Moscow: Tekhnosfera: 2004) (Russian translation).
12. L. M. Utevskiy, *Difraktsionnaya Elektronnaya Mikroskopiya v Metallovedenii* [Diffraction Electron Microscopy in Metallurgical Science] (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
13. G. Tomas and M. J. Goringe, *Transmission Electron Microscopy of Metals* (New York: Wiley: 1979).
14. M. M. Khrushchov, *Trenie, Iznos i Mikrotverdost' Materialov* [Friction, Wear and Microhardness of Materials] (Moscow: Krasand: 2012) (in Russian).
15. V. S. Chernyavskiy, *Stereologiya v Metallovedenii* [Stereology in Metallurgical Science] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
16. S. A. Saltykov, *Stereometricheskaya Metallografiya* [Stereometric Metallography] (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).

17. P. Hirsh, A. Hovi, R. Nikolson, D. Pjeshli, and M. Ujelan, *Elektronnaya Mikroskopiya Tonkih Kristallov* [Electron Microscopy of Thin Crystals] (Moscow: Mir: 1968) (Russian translation).
18. K. Endryus, D. Daiso, and S. Knoun, *Elektronogrammy i Ikh Interpretatsiya* [Electron-Diffraction Patterns and Their Interpretation] (Moscow: Mir: 1971) (Russian translation).
19. V. E. Gromov, Eh. V. Kozlov, V. I. Bazaykin, V. Ya. Cellermaer, and Yu. F. Ivanov, *Fizika i Mekhanika Volocheniya i Ob'yomnoy Shtampovki* [Physics and Mechanics of Drawing and Forging] (Moscow: Nedra: 1997) (in Russian).
20. L. I. Tushinskiy, A. A. Bataev, and L. B. Tikhomirova, *Struktura Perlita i Konstruktivnaya Prochnost' Stali* [Pearlite Structure and Structural Hardness of Steel] (Novosibirsk: VO Nauka: 1993) (in Russian).
21. V. S. Ivanova and A. A. Shanyavskiy, *Kolichestvennaya Fraktografiya. Ustalostnoe Razrushenie* [Quantitative Fractography. Fatigue Destruction] (Chelyabinsk: Metallurgiya: 1988) (in Russian).
22. V. F. Terentiev, *Ustalost' Metallicheskih Materialov* [Fatigue of Metallic Materials] (Moscow: Nauka: 2002) (in Russian).
23. L. Engele and G. Klingele, *Rastrovaya Elektronnaya Mikroskopiya. Razrushenie* [Scanning Electron Microscopy. Fracture] (Moscow: Metallurgiya: 1986) (Russian translation).
24. G. V. Kurdyumov, L. M. Utevskiy, and R. I. Entin, *Prevrashheniya v Zheleze i Stali* [Transformations in Iron and Steel] (Moscow: Nauka: 1977) (in Russian).
25. Yu. F. Ivanov, E. V. Kornet, Eh. V. Kozlov, and V. E. Gromov, *Zakalennaya Konstruktsionnaya Stal': Struktura i Mekhanizmy Uprochneniya* [Hardened Structural Steel: Structure and Mechanisms of Hardening] (Novokuznetsk: Izdatelstvo SibGIU: 2010) (in Russian).
26. B. Z. Belen'kiy, B. M. Farber, and M. I. Goldshtein, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **39**, No. 3: 403 (1975) (in Russian).
27. T. Prnka, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrobotka Stali*, No. 7: 3 (1979) (in Russian).
28. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, and E. N. Nikitina, *Beinitnaya Konstruktsionnaya Stal': Struktura i Mekhanizmy Uprochneniya* [Bainite Structural Steel: Structure and Mechanisms of Hardening] (Novokuznetsk: SibGIU: 2015) (in Russian).
29. V. I. Trefilov, V. I. Moiseev, E. P. Pechkovskiy, I. D. Gornaya, and A. D. Vasiliev, *Deformatsionnoe Uprochenie i Razrushenie Polikristallicheskih Metallov* [Strain Hardening and Destruction of Polycrystalline Metals] (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
30. *Statische Prochnost' i Mekhanika Razrusheniya Staley: Sbornik Nauchnykh Trudov* [Static Strength and Mechanics of Steel Destruction: Collected Scientific Transactions] (Eds. V. Dal' and V. Anton) (Moscow: Metallurgiya: 1986) (Russian translation).
31. Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov, V. E. Gromov, N. A. Popova, and E. N. Nikonenko, *Problemy Chernoi Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 3: 49 (2015) (in Russian).
32. V. E. Gromov, O. A. Peregudov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, and K. V. Alsaraeva, *Voprosy Materialovedeniya*, No. 3: 41 (2015) (in Russian).
33. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, K. V. Morozov, O. A. Peregudov,

- K. V. Alsaraeva, N. A. Popova, and E. N. Nikonenko, *Fundamental'nye Problemy Sovremennogo Materialovedeniya*, **12**, No. 2: 203 (2015) (in Russian).
34. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, and A. B. Yuryev, *Izvestiya Vuzov. Chernaya Metallurgiya*, **58**, No. 4: 262 (2015) (in Russian).
35. O. A. Peregudov, K. V. Morozov, V. E. Gromov, A. M. Glezer, and Yu. F. Ivanov, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, No. 11: 34 (2015) (in Russian).
36. M. I. Goldshtein and B. M. Farber, *Dispersionnoe Uprochnenie Stali* [Dispersion Hardening of Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
37. A. Shtremel, *Prochnost' Splavov. Chast' II: Deformatsiya* [Strength of Alloys. Part II: Deformation] (Moscow: MISiS: 1997) (in Russian).
38. D. Mac Lin, *Mekhanicheskie Svoistva Metallov* [Mechanical Properties of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1965) (Russian translation).
39. A. A. Predvoditelev, *Problemy Sovremennoy Kristallografii* [Problems of the Modern Crystallography] (Moscow: Nauka, 1975), p. 262 (in Russian).
40. J. D. Embury, *Strengthening Methods in Crystals* (Eds. A. Kelly and R. B. Nicholson) (London: Applied Science Publishers: 1971), p. 331.
41. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, S. V. Vorobiev, and S. V. Konovalov, *Fatigue of Steels Modified by High Intensity Electron Beams* (Cambridge: CISP Ltd.: 2015).
42. N. A. Koneva and Eh. V. Kozlov, *Strukturnye Urovni Plasticheskoy Deformatsii i Razrusheniya* [Structural Levels of Plastic Deformation and Destruction] (Novosibirsk: Nauka, Sibirskoe Otdelenie: 1990), p. 123 (in Russian).
43. F. B. Pikerling, *Fizicheskoe Metallovedenie i Razrabotka Staley* [Physical Metallurgy and Steel Development] (Moscow: Metallurgiya: 1982) (Russian translation).
44. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, *Proc. Phys. Soc.*, **52**, No. 1: 86 (1940).
45. P. P. Babichev, N. A. Babushkina, A. M. Bratkovsky et al., *Fizicheskie Velichiny: Spravochnik* [Physical Magnitudes: Handbook] (Moscow: Energoatomizdat: 1991) (in Russian).

*Siberian State Industrial University,
42, Kirov Str.,

654007 Novokuznetsk, Russian Federation

†National Research Tomsk Polytechnic University,
2/3, Akademicheskiiy Avenue,
634055 Tomsk, Russian Federation

‡Institute of High Current Electronics, SB R.A.S.,
2/3, Akademicheskiiy Avenue,
634055 Tomsk, Russian Federation

§OAO 'EVRAZ Consolidated West-Siberian Metallurgical Plant',
Kosmicheskoye Shosse, 16,
654042 Novokuznetsk, Russian Federation

¹ TABLE 1. Elemental composition of rail steel.

² Fig. 1. Schematic diagram of cutting of a rail sample in studying its structure by methods of optical and electron diffraction microscopy. Solid lines designate the directions along the central axis (1) and along the fillet (2); dotted lines designate by convention the sites of metal layer location used for cutting of foils (surface, 2 mm and 10 mm from the surface).

- ³ Fig. 2. Electron microscopy image of rail steel metal structure.
- ⁴ TABLE 2. Tribological test results of rails tread surface metal.
- ⁵ Fig. 3. Dependence of friction factor μ on wear resistance test time of rail steel; a —initial steel; b and c —following the passed tonnage 500 and 1000 millions of tons, respectively.
- ⁶ Fig. 4. Dependence of microhardness HV on distance X from rail tread surface following the passed tonnage 500 millions of tons.
- ⁷ Fig. 5. Surface structure of impact fracture of rail steel sample following the passed tonnage 500 millions of tons, where 1 shows zone of normal crack growth, 2 —zone of accelerated crack growth, 3 —zone of finish breaking, and arrow in a designates the tread surface.
- ⁸ Fig. 6. Electron microscopy image of surface layer structure of rail steel; a —light field; b —dark field, obtained in reflection $[112] \text{Fe}_3\text{C}$; c —microelectron diffraction pattern, the arrow designates the reflection in which dark field was obtained.
- ⁹ Fig. 7. Dependence of microhardness HV on distance X from ‘working’ fillet surface of rails in the initial state (curve 1) and following the passed tonnage 500 millions of tons (curve 2).
- ¹⁰ TABLE 3. Tribological test results of rails tread surface in the initial state and following the passed tonnage 1000 millions of tons.
- ¹¹ Fig. 8. Structure of surface sublayer determined on steel sample fracture cut from rail tread zone. Arrows designate the tread surface. Scanning electron microscopy.
- ¹² Fig. 10. Electron microscopy image of fragmented substructure of surface layer of rails ‘working’ fillet; a —light field; b —microelectron diffraction pattern; c —dark field, obtained in reflection $[110] \alpha\text{-Fe} + [031] \text{Fe}_3\text{C}$; the arrow in b designates the reflection in which dark field was obtained.
- ¹³ Fig. 9. Microhardness HV vs. distance X from ‘working’ fillet surface of rails following the passed tonnage 1000 millions of tons.
- ¹⁴ TABLE 4. Characteristics of defect substructure being formed in operation of rail steel in the layer located at ≈ 10 mm distance (on radius of rounding off) from ‘working’ fillet surface. (Here, L —average fragment size, $\alpha_{\text{аз}}$ —azimuthal constituent of round angle of fragments disorientation, $\langle \rho \rangle$ —scalar dislocation density, $\rho_{\text{э}}$ —excess dislocation density, $\chi_{\text{эл}}$ —plastic constituent of curvature-torsion gradient of crystal lattice; $\chi_{\text{уп}}$ —elastic constituent of curvature-torsion gradient of crystal lattice.)
- ¹⁵ TABLE 5. The same as in Table 4, but for layer located at ≈ 2 mm distance (on radius of rounding off) from ‘working’ fillet surface.
- ¹⁶ TABLE 6. Characteristics of defect substructure being formed in operation of rail steel in the layer located at ‘working’ fillet surface.
- ¹⁷ Fig. 11. Dependence of average fragment sizes on distance from ‘working’ fillet surface; 1 —the passed tonnage 500 millions of tons; 2 —the passed tonnage 1000 millions of tons.
- ¹⁸ Fig. 12. Dependence of plastic (curves 1 and 3) and elastic (curves 2 and 4) components of curvature-torsion value of α -phase crystal lattice on distance from ‘working’ fillet surface; 1 and 2 —the passed tonnage 500 millions of tons; 3 and 4 —the passed tonnage 1000 millions of tons.
- ¹⁹ Fig. 13. Dependence of scalar (curves 1 and 3) and excess (curves 2 and 4) dislocation density on distance from rails ‘working’ fillet surface; 1 and 2 —the passed tonnage 500 millions of tons; 3 and 4 —the passed tonnage 1000 millions of tons.
- ²⁰ TABLE 7. Estimates of hardening mechanisms of rail steel layer located at ≈ 10 mm distance (on radius of rounding off) from ‘working’ fillet surface.
- ²¹ TABLE 8. The same as in Table 7, but for rail steel layer located at ≈ 2 mm distance (on radius of rounding off) from ‘working’ fillet surface.
- ²² TABLE 9. Estimates of hardening mechanisms of rail steel layer located at ‘working’ fillet surface.
- ²³ Fig. 14. Dependence on distance X from rail ‘working’ fillet surface of average microhardness HV (a) and theoretically calculated yield point (b): curve 0 —rails initial state, 1 and 2 —following the passed tonnage 500 and 1000 millions of tons, respectively.
- ²⁴ TABLE 10. Characteristics of defect substructure being formed in operation of rail steel in the layer located at ≈ 10 mm distance (along axial line) from tread surface.
- ²⁵ TABLE 11. The same as in Table 10, but in the layer located at ≈ 2 mm distance (along axial line) from tread surface.
- ²⁶ TABLE 12. Characteristics of defect substructure being formed in operation of rail steel in the layer located at tread surface.
- ²⁷ Fig. 15. Dependence of average fragment sizes on distance from tread surface; 1 and 2 —

the passed tonnage 500 and 1000 millions of tons.

²⁸ Fig. 16. Dependence of scalar (curves 1 and 3) and excess (curves 2 and 4) dislocation density on distance from tread surface; 1 and 2—the passed tonnage 500 millions of tons; 3 and 4—1000 millions of tons.

²⁹ Fig. 17. Dependence of plastic (curves 1 and 3) and elastic (curves 2 and 4) components of curvature-torsion value of α -phase crystal lattice on distance from tread surface: 1 and 3—the passed tonnage 500 millions of tons, 2 and 4—1000 millions of tons.

³⁰ TABLE 13. Estimates of hardening mechanisms of rail steel layer located at ≈ 10 mm distance (along axial line) from tread surface.

³¹ TABLE 14. The same as in Table 13, but for rail steel layer located at ≈ 2 mm distance (along axial line) from tread surface.

³² TABLE 15. Estimates of hardening mechanisms of rail steel layer located at tread surface.

³³ Fig. 18. Dependence of average microhardness HV on distance X from rail tread surface (σ) and theoretically calculated yield point (a): curve 0—rails initial state, 1 and 2—following the passed tonnage 500 and 1000 millions of tons.