

УДК 669.112:539.4:669.539.382

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ РЕЛЬСОВ¹

©2024 г. Н.А. Попова^{1*}, В.Е. Громов^{2*}, М.А. Порфирьев^{2*}, А.А. Серебрякова^{2*}^{1*}Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск^{2*}Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

E-mail: aserebrakova87@gmail.com

Поступила в редакцию 17 августа 2023 г.

После доработки 15 марта 2024 г. принята к публикации 22 марта 2024 г.

С использованием метода просвечивающей дифракционной электронной микроскопии выполнен количественный анализ эволюции фазового состава и тонкой структуры по радиусу скругления выкружки головки рельса из заэвтектоидной стали Э90ХАФ после эксплуатации на Забайкальской железной дороге. Исследования выполнены на расстояниях 0 (верхний слой контактной поверхности колесо—рельс), 2 и 10 мм. Проведен анализ тонкой структуры, размеров и плотности распределения карбидных частиц, скалярной и избыточной плотности дислокаций, кривизны кручения кристаллической решетки, амплитуды внутренних напряжений. Определены источники внутренних напряжений и выявлены места зарождения микротрещин.

Ключевые слова: заэвтектоидная сталь; центральная ось; выкружка головки рельса; морфологическая составляющая; фазовый состав; дислокационная субструктура; объемная доля; плотность дислокаций; внутренние напряжения.

Внимание исследователей в области физики и материаловедения сталей в последнее время акцентировано на анализе причин изнашивания рельсов и деградации их свойств при эксплуатации. Из-за увеличения объема грузовых и пассажирских перевозок, интенсивности движения и скоростей проблема отказа рельсов из-за износа и усталостных повреждений выходит в разряд первоочередных [1], решение которой имеет важное народно-хозяйственное значение. Вопросы сопротивления усталости и износостойкости тщательно рассматриваются как в научных, так технологических разработках [2—9], поскольку процессы разупрочнения/упрочнения поверхности катания рельсов имеют многофакторный характер [10, 11]. В работах последних двух десятилетий отмечается, что при длительной эксплуатации в материале рельсов формируются объемные гра-

диентные структуры, резко повышается микротвердость, в поверхностных слоях головки развитие получают процессы, способствующие образованию белого слоя, возрастанию плотности дислокаций, уменьшению объемной доли карбидной фазы и т.д. [12—17]. Эти и другие негативные процессы, приводящие к необходимости изъятия рельсов для замены, усугубляются при эксплуатации в экстремальных случаях малых радиусов железнодорожных кривых, в условиях низких температур, высоких нагрузок на ось. Частично проблема решается использованием рельсовой стали с высоким содержанием углерода, обеспечивающей получение улучшенного комплекса механических свойств рельсов [18—22].

В России с 2018 г. производят дифференцированно закаленные 100-м рельсы из заэвтектоидной стали Э90ХАФ категории ДТ400ИК повышенной износостойкости и контактной выносливости, предназначенные для эксплуатации на прямых участках железнодорожного пути со скоростями движе-

¹Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-00003).

ния до 200 км/ч и на кривых участках железнодорожного пути без ограничений по грузонапряженности.

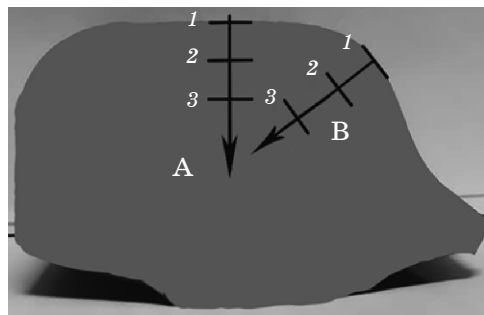
Для рельсов из доэвтектоидной стали выявлены связи между закономерностями параметров структурно-фазовых состояний и дефектной структуры и условиями эксплуатации, установленные высокоинформативными методами физического материаловедения [1, 10, 11]. Это дало возможность выявить природу и механизмы деградации и изнашивания рельсов и определить причины изъятия их из эксплуатации. Для рельсов из заэвтектоидных сталей такие данные практически отсутствуют.

Целью настоящей работы является сравнительный анализ структурно-фазовых состояний и дефектной структуры по разным направлениям в головке рельсов из заэвтектоидной стали Э90ХАФ после эксплуатации в сложных условиях Забайкальской железной дороги (пропущенный тоннаж 234,7 млн. т брутто).

Материал и методика исследования. Объектом для исследования были дифференцированно закаленные рельсы категории ДТ400ИК из заэвтектоидной стали марки Э90ХАФ производства АО «Евраз ЗСМК» после эксплуатации в тяжелых условиях (большое количество подъемов и спусков, крутые повороты) на Забайкальской железной дороге. Элементный состав исследуемой рельсовой стали Э90ХАФ, регламентированный ГОСТ 5185—2013 и ТУ 24.10.75111-298-057576.2017 РЖД, по содержанию основных элементов был следующий, мас. %: С 0,92; Si 0,40; Mn 1,0; Cr 0,3; V 0,14.

Исследовались две партии образцов: А — вдоль центральной оси симметрии поверхности катания и В — по радиусу скругления головки рельса (выкружки). Схема, объясняющая приготовление объектов исследования, приведена на фиг. 1. Изучались образцы обеих партий с одинакового расстояния от поверхности контакта колесо—рельс (на фиг. 1 1 — верхний слой контактной поверхности; 2 и 3 — соответственно слои 2 и 10 мм от поверхности).

Исследования проводились методом дифракционной просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах с использованием электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ и рабочих увеличени-



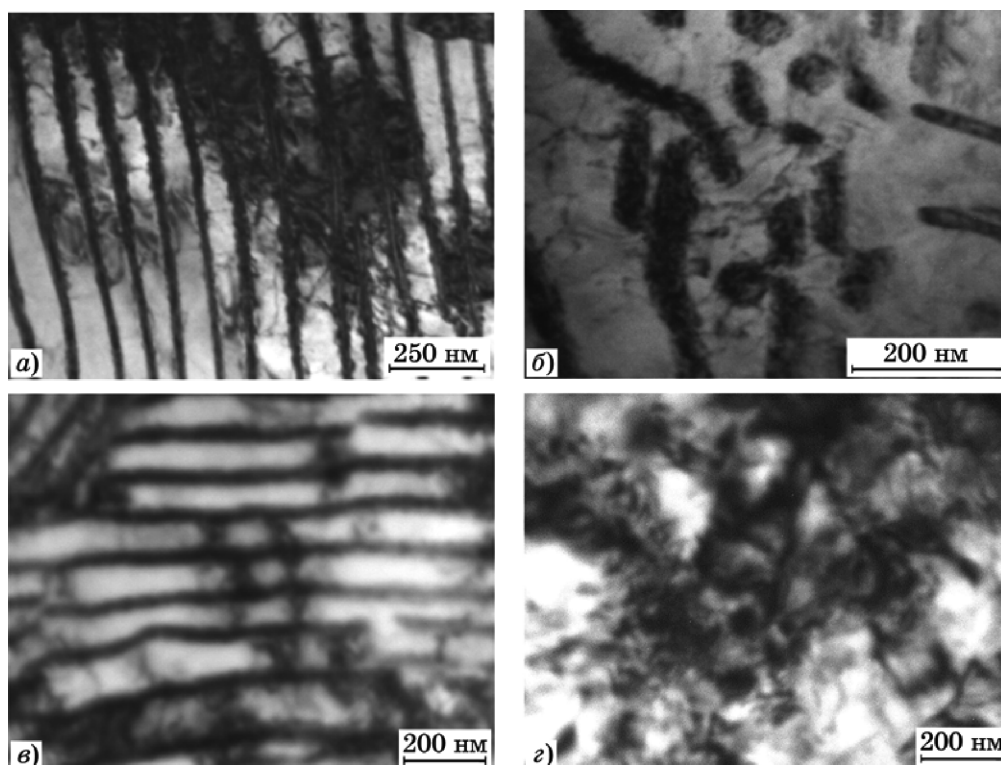
Фиг. 1. Вид образца рельса после пропущенного тоннажа 234,7 млн. т брутто и схема с указанием слоев 1—3 — на расстоянии 0, 2 и 10 мм от поверхности по центральной оси (партия А) и по радиусу скругления выкружки (партия В)

ях в колонне микроскопа от 15000 до 500000 крат. Фольги для просмотра в электронном микроскопе до толщины ~200 нм готовились с помощью установки JEOL Ion Slicer EM 09100IS (Япония) [23—27]. Число качественно приготовленных фольг из разных участков рельса и подлежащих исследованию составляло не менее четырех в каждой точке.

Проведена классификация морфологических признаков структуры, определен фазовый состав и рассчитаны следующие параметры тонкой структуры: объемные доли морфологических составляющих P_V ; места установленной локализации карбидной фазы (цементита); скалярная ρ и избыточная $\rho_{\pm}$ ($\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-}$) плотности дислокаций; изгиб—кручение кристаллической решетки χ ; амплитуда внутренних напряжений σ ($\sigma_{\text{д}}$ — напряжения сдвига, или «леса», дислокаций, создаваемые дислокационной структурой; $\sigma_{\text{д}}$ — далекодействующие, или локальные, напряжения, возникающие в тех местах материала, где присутствует избыточная плотность дислокаций).

Все количественные параметры тонкой структуры определены в каждой морфологической составляющей стали и статистически обработаны. Методика определения всех количественных параметров не отличалась от описанной в работе [28].

Результаты исследования и их обсуждение. Проведенные исследования показали, что на расстоянии 10 мм от поверхности по центральной оси структура стали, которая по данным [1, 28] практически соответствует состоянию стали до эксплуатации, представлена тремя морфологическими составляющими: пластинчатый перлит (фиг. 2, а, его объемная доля в материале 55%), разрушен-



Фиг. 2. Изображения (ПЭМ) морфологических составляющих структуры вдоль центральной оси: пластинчатый (а), разрушенный (б), фрагментированный (в) перлит, субзеренная структура (з)

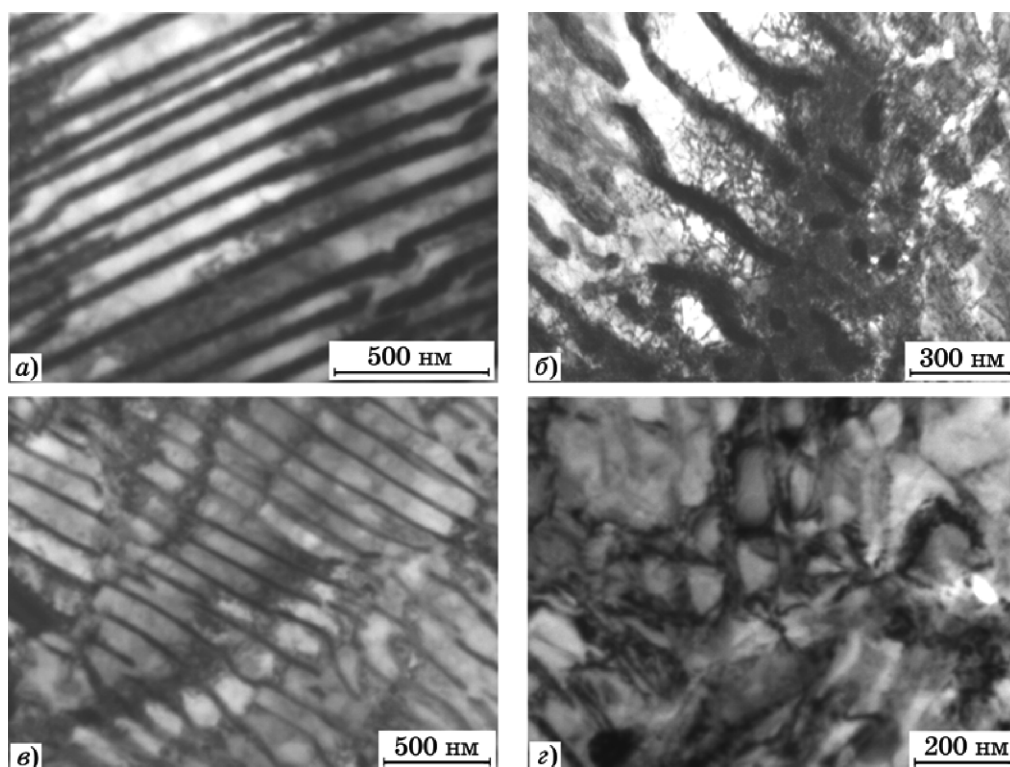
ный перлит (фиг. 2, б, объемная доля 25%) и фрагментированный перлит (фиг. 2, в, объемная доля 20%). В соответствии с данными [28] во всех морфологических составляющих присутствуют частицы цементита, причем во фрагментированном перлите частицы цементита ($\sim 5 \times 15$ нм) присутствуют и внутри фрагментов, в узлах дислокационных сеток.

Дислокационная структура во всех морфологических составляющих представлена либо в виде хаотически распределенных дислокаций, либо сетчатой субструктурой (см. фиг. 2). Самым высоким значением скалярной плотности дислокаций ρ ($\sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) обладает пластинчатый перлит, самым низким ($\sim 3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) — фрагментированный перлит. Дислокационная структура во всех морфологических составляющих поляризована, на что указывает наличие в них изгибных экстинкционных контуров [28], источниками которых являются границы перлитных колоний и фрагментов, а также пластины цементита внутри колоний. Для избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm}$, рассчитанной из ширины экстинкционных контуров [28] в каждой морфологической составляющей, а также в среднем по материалу, справедливо неравенство $\rho > \rho_{\pm}$. Также оказалось, что сред-

няя амплитуда напряжения сдвига $\sigma_{\text{л}}$ (напряжения, создаваемые дислокационной структурой) больше средней амплитуды дальнотействующих (локальных) напряжений $\sigma_{\text{д}}$, создаваемых избыточной плотностью дислокаций, т.е. также выполняется условие $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\text{д}}$. Это означает, что изгиб—кручение кристаллической решетки матрицы стали создается собственной дислокационной структурой и носит чисто пластический характер.

По мере приближения к поверхности образца материал претерпевает пластическую деформацию: происходят разрушение пластинчатого перлита, совершенствование фрагментированной структуры и разрушение цементита. Скалярная и избыточная плотности дислокаций во всех морфологических составляющих увеличиваются при сохранении неравенств $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\text{д}}$.

Однако наибольшие изменения (не только количественные, но и качественные) происходят в поверхностном слое, где структура представлена не тремя, а четырьмя морфологическими составляющими. В их числе пластинчатый (15%), разрушенный (40%), фрагментированный (10%) перлит и новая (субзеренная) структура (35%; см. фиг. 2, з). Образование субзеренной структуры объяс-



Фиг. 3. Изображения (ПЭМ) морфологических составляющих структуры вдоль радиуса скругления головки рельса (выкружки): пластинчатый (а), разрушенный (б), фрагментированный (в) перлит, субзеренная структура (з)

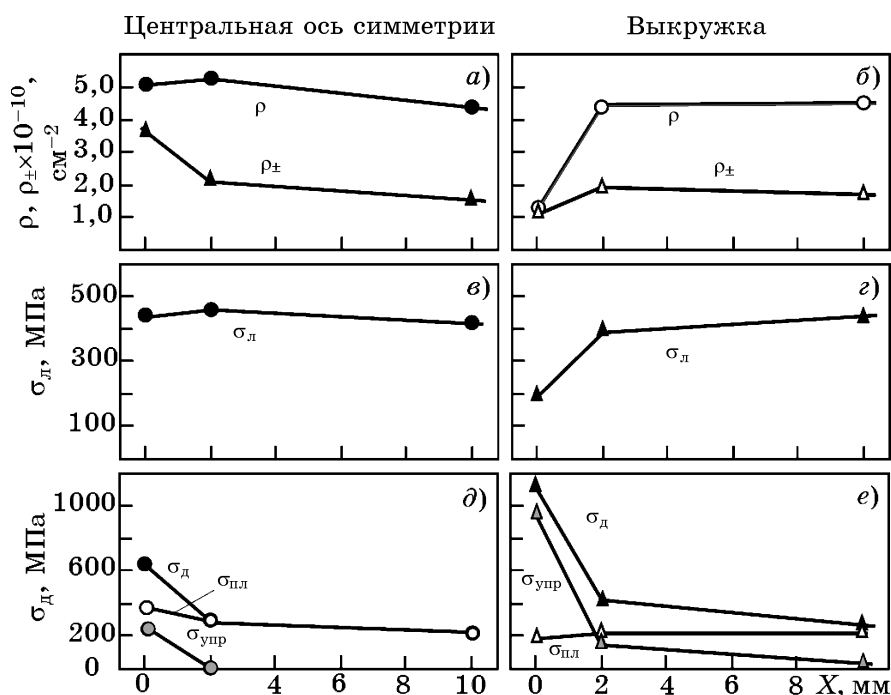
няется тем, что в результате интенсивной пластической деформации в поверхностном слое рельса произошло совершенствование фрагментированной субструктуры: высокая плотность дислокаций привела к более интенсивному образованию новых дислокационных стенок как вдоль, так и поперек фрагментов, что вызвало измельчение фрагментов, но в то же время границы фрагментов оказались более четкими и резкими. Перлитные колонии разрушились, образовались изотропные (равноосные), либо близкие к ним фрагменты. Таким образом, фрагментированная структура превратилась в новую структуру — субзеренную. Средний размер субзерен составляет 150 нм. Внутри субзерен размером больше 100 нм присутствует дислокационная субструктура, более мелкие субзерна являются бездислокационными. По границам и в стыках всех субзерен, а также внутри крупных субзерен присутствуют в небольших количествах частицы цементита.

В субзеренной структуре и во фрагментированном перлите избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm}$ превысила величину ρ ($\rho_{\pm} > \rho$). Это привело к полной аннигиляции дислокаций разного знака внутри каждого отдельного субзерна и фрагмента, но при сохране-

нии избыточной плотности дислокаций. Внутренние напряжения, обусловленные в этом случае заряженной дислокационной структурой, составили: $\sigma_{\text{д}} < \sigma_{\text{д}} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}$. Это означает, что характер изгиба—кручения кристаллической решетки α -фазы в этих морфологических составляющих упругопластический, поэтому в этих участках материала могут возникать микротрещины.

Кроме того, в поверхностном слое в участках субзеренной структуры обнаружены отдельно расположенные упруго напряженные частицы цементита (~150 нм), которые также могут приводить к возникновению микротрещин.

По радиусу скругления выкружки головки рельса в отличие от центральной оси симметрии на расстоянии 10 мм структура содержит уже четыре морфологические составляющие, в их числе: пластинчатый перлит (фиг. 3, а, 35%), разрушенный перлит (фиг. 3, б, 25%), фрагментированный перлит (фиг. 3, в, 35%), субзеренная структура (фиг. 3, з, 5%). Из сравнения фиг. 2 и 3 следует, что качественно эти морфологические составляющие подобны. Однако наличие субзеренной структуры, более высокие значения ρ , $\rho_{\pm}$, а также $\sigma_{\text{д}}$ и $\sigma_{\text{д}}$, меньший размер фрагментов свиде-



Фиг. 4. Изменения параметров тонкой структуры от расстояния до поверхности по центральной оси (а, в, д) и радиусу скругления (б, г, е) выкружки головки катания: а, б — скалярная ρ и избыточная $\rho_{\pm}$ плотности дислокаций; в, г — амплитуда внутренних полей напряжений сдвига σ_d ; д, е — амплитуда внутренних далекодействующих напряжений σ_d и ее составляющих (упругой $\sigma_{упр}$ и пластической $\sigma_{пл}$)

тельствуют о более напряженной структуре по сравнению с материалом центральной оси симметрии.

По мере приближения к поверхностному слою отмечаются разрушение перлита и совершенствование субзеренной структуры, и в поверхностном слое ее доля составляет уже 70%. Хотя плотность дислокаций ρ по мере приближения к поверхностному слою увеличивается, ее значение в субзеренной структуре остается все время практически на порядок меньше, чем в других морфологических составляющих структуры. А так как объемная доля субзеренной структуры постоянно возрастает, среднее по материалу значение ρ уменьшается.

На основании результатов проведенных исследований рассчитано изменение средних по материалу количественных параметров тонкой структуры (фиг. 4).

Как следует из фиг. 4, а, б, при приближении к поверхности величина скалярной плотности дислокаций на участке 10—2 мм слабо возрастает для центральной оси и остается постоянной для выкружки. Количественные значения ρ этих образцов оказываются сопоставимыми. На участке 2—0 мм ρ убывает в обоих направлениях: слабо по центральной оси и интенсивно по радиусу

скругления выкружки. Это можно объяснить тем, что в поверхностном слое выкружки на объемную долю субзеренной структуры, состоящей из мелких практически бездислокационных субзерен, приходится до 70%, тогда как на поверхности головки по центральной оси объемная доля субзерен ~35%, при этом субзерна имеют больший размер и содержат дислокации. Поэтому на поверхности выкружки величина ρ существенно меньше, чем на поверхности по центральной оси.

Избыточная плотность дислокации $\rho_{\pm}$ при приближении к поверхности на участке 10—2 мм слабо возрастает для двух направлений с одинаковой скоростью. На участке 2—0 мм величина $\rho_{\pm}$ возрастает и приближается к значению ρ (фиг. 4, а) для центральной оси, а для радиуса скругления выкружки уменьшается, приближаясь к величине ρ на поверхности, где их значения совпадают (фиг. 4, б). Это свидетельствует о том, что все дислокации являются избыточными.

Поскольку поведение амплитуды внутренних напряжений σ_d , создаваемых дислокационной структурой, определяется величиной ρ , то и изменение $\sigma_d = f(X)$ (фиг. 4, в, г) будет подобно изменению $\rho = f(X)$, причем для обоих направлений (по центральной оси и радиусу скругления выкружки головки рельсов).

Зависимости амплитуды внутренних дальнедействующих напряжений от расстояния до поверхности катания для разных направлений представлена на фиг. 4, *д*, *е*. Для центральной оси (фиг. 4, *д*) на участке 10—2 мм величина σ_d остается практически постоянной, причем для центральной оси на этом участке $\sigma_d = \sigma_{пл}$, а $\sigma_{упр} = 0$. На участке 2—0 мм $\sigma_d = \sigma_{пл} + \sigma_{упр}$, причем $\sigma_{упр}$ растет слабо, а $\sigma_{пл}$ интенсивно приближается к σ_d . И тем не менее, в поверхностном слое остается $\sigma_{пл} > \sigma_{упр}$.

На расстоянии 10 мм от поверхности выкружки по радиусу скругления $\sigma_d = \sigma_{упр} + \sigma_{пл}$. На участке 10—2 мм значение σ_d слабо возрастает, а на участке 2—0 мм скорость ее роста увеличивается резко. На всем участке 10—0 мм $\sigma_{пл}$ слабо убывает (фиг. 4, *е*). Уже на расстоянии 10 мм по радиусу скругления выкружки присутствует $\sigma_{упр}$, которая незначительно увеличивается на участке 10—2 мм, оставаясь меньше $\sigma_{пл}$. На участке 2—0 мм скорость увеличения $\sigma_{упр}$ резко возрастает и на поверхности значение $\sigma_{упр}$ почти на порядок больше величины $\sigma_{пл}$. Это может стать причиной появления микротрещин.

Выводы. 1. Структура рельсов после экстремальной эксплуатации в условиях Забайкальской железной дороги представлена тремя морфологическими составляющими (пластинчатый, разрушенный, фрагментированный перлит), объемная доля которых меняется в зависимости от расстояния до поверхности по центральной оси головки. По радиусу скругления выкружки в структуре дополнительно присутствует субзеренная структура.

2. Эксплуатация рельса привела к упругому искажению кристаллической решетки матрицы и возникновению внутренних напряжений в структуре рельсовой стали. Проведен количественный анализ изменения скалярной и избыточной плотностей дислокаций, амплитуды внутренних напряжений по разным направлениям головки рельсов.

3. Выявлены физические причины разного характера поведения упругих и пластических составляющих напряжений в поверхностных слоях по центральной оси и радиусу скругления выкружки рельса.

Выражаем благодарность канд. техн. наук Е.В. Полевому за предоставленные образцы, докт. физ.-мат. наук И.Ю. Литовченко за

помощь в проведении электронно-микроскопических исследований и дискуссии, а также Ю.Ф. Иванову за обсуждение результатов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yuriev, A.A. Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation / A.A. Yuriev, V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov [et al.] // Millersville : Mater. Res. Soc. 2021. V.106. P.187. DOI : 10.21741/9781644901472.
2. Hu, Y. Microstructure evolution of railway pearlitic wheel steels under rolling-sliding contact loading / Y. Hu, L. Zhou, H.H. Ding [et al.] // Tribology Intern. 2021. V.154. Art.106685. DOI : 10.1016/j.triboint.2020.106685.
3. Li, X.C. Investigation on the relationship between microstructure and wear characteristic of rail materials / X.C. Li, H.H. Ding, W.J. Wang [et al.] // Tribology Intern. 2021. V.163. Art.107152. DOI : 10.1016/j.triboint.2021.107152.
4. Zhou, L. Comparison of the damage and microstructure evolution of eutectoid and hypereutectoid rail steels under a rolling-sliding contact / L. Zhou, W. Bai, Z. Han [et al.] // Wear. 2022. V.492—493. Art.204233. DOI : 10.1016/j.wear.2021.204233.
5. Miranda, R.S. Fatigue and wear behavior of pearlitic and bainitic microstructures with the same chemical composition and hardness using twin-disc tests / R.S. Miranda, A.B. Rezende, S.T. Fonseca [et al.] // Wear. 2022. V.494—495. Art.204253. DOI : 10.1016/j.wear.2022.204253.
6. Pereira, H.B. Influence of the microstructure on the rolling contact fatigue of rail steel : Spheroidized pearlite and fully pearlitic microstructure analysis / H.B. Pereira, L.H.D. Alves, A.B. Rezende [et al.] // Wear. 2022. V.498—499. Art.204299. DOI : 10.1016/j.wear.2022.204299.
7. Pan, R. Investigation into the microstructure evolution and damage on rail at curved tracks / R. Pan, Yu. Chen, H. Lan [et al.] // Wear. 2022. V.504—505. Art.204420. DOI : 10.1016/j.wear.2022.204420.
8. Zhang, S.-Y. Study on wear and rolling contact fatigue behaviours of defective rail under different slip ratio and contact stress conditions / S.-Y. Zhang, M. Spiriyagin, Q. Lin [et al.] // Tribology Intern. 2022. V.169. Art.107491.
9. Al-Juboori, A. Microstructural investigation on a rail fracture failure associated with squat defects / A. Al-Juboori, H. Zhu, H. Li [et al.] // Eng. Failure Analysis // 2023. V.151. Art.107411. DOI : 10.1016/j.engfailanal.2023.107411.
10. Громов, В.Е. Деформационное преобразование структуры и фазового состава поверхности рельсов при сверхдлительной эксплуатации / В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Р.В. Кузнецов [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2022. №1. С.35—39.
11. Иванов, Ю.Ф. Структура рельсов после экстремально длительной эксплуатации / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Р.В. Кузнецов [и др.] // Изв. вузов. Физика. 2022. Т.65. №3. С.160—165. DOI : 10.17223/00213411/65/3/160.
12. Hu, Y. Investigation on wear and rolling contact fatigue of wheel-rail materials under various wheel/rail hardness ratio and creepage conditions / Y. Hu, L. Zhou, H.H. Ding [et al.] // Tribology Intern. 2023. V.143. Art.106091. DOI : 10.1016/j.triboint.2019.106091.

13. *Wen, J.* Comparison of microstructure changes induced in two pearlitic rail steels subjected to a full-scale wheel/rail contact rig test / J. Wen, J. Marteau, S. Bouvier [et al.] // *Wear*. 2020. V.456—457. Art.203354. DOI : 10.1016/j.wear.2020.203354.
14. *Ma, L.* Fatigue crack growth and damage characteristics of high-speed rail at low ambient temperature / L. Ma, J. Guo, Q.Y. Liu [et al.] // *Eng. Failure Analysis*. 2017. V.82. P.802—815. DOI : 10.1016/j.engfailanal.2017.07.026.
15. *Masoumi, M.* Role of microstructure and crystallographic orientation in fatigue crack failure analysis of a heavy haul railway rail / M. Masoumi, A. Sinatora, H.G. Sietsma // *Eng. Failure Analysis*. 2019. V.96. P.320—329. DOI : 10.1016/j.engfailanal.2018.10.022.
16. *Turan, M.E.* Residual stress measurement by strain gauge and X-ray diffraction method in different shaped rails / M.E. Turan, F. Aydin, Y. Sun, M. Cetin // *Eng. Failure Analysis*. 2019. V.96. P.525—529. DOI : 10.1016/j.engfailanal.2018.10.016.
17. *Shi, X.-J.* Wear behavior of high-speed wheel and rail steels under various hardness matching / X.-J. Shi, X.-X. Zhang, G.-J. Diao, Q.-Z. Yan // *J. Mater. Eng. Perform.* 2023. V.32. P.366—380. DOI : 10.1007/s11665-022-07062-2.
18. *Mishra, K.* Effect of interlamellar spacing on fracture toughness of nanostructured pearlite / K. Mishra, A. Singh // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. V.706. P.22—26. DOI : 10.1016/j.msea.2017.08.115.
19. *Zhu, Y.* Study on wear and RCF performance of repaired damage railway wheels: Assessing laser cladding to repair local defects on wheels / Y. Zhu, Y. Yang, X. Mu [et al.] // *Wear*. 2019. V.430—431. P.126—136. DOI : 10.1016/j.wear.2019.04.028.
20. *Hu, Y.* Comparison of wear and rolling contact fatigue behaviours of bainitic and pearlitic rails under various rolling-sliding conditions / Y. Hu, L.C. Guo, M. Maiorino [et al.] // *Wear*. 2020. V.460—461. Art.203455. DOI : 10.1016/j.wear.2020.203455.
21. *He, C.G.* On the microstructure evolution and nanocrystalline formation of pearlitic wheel material in a rolling-sliding contact / C.G. He, H.H. Ding, L.B. Shi [et al.] // *Mater. Characterization*. 2020. V.164. Art.110333. DOI : 10.1016/j.matchar.2020.110333.
22. *Bai, W.* Damage behavior of heavy-haul rail steels used from the mild conditions to harsh conditions / W. Bai, L. Zhou, P. Wang [et al.] // *Wear*. 2022. V.496—497. Art.204290. DOI : 10.1016/j.wear.2022.204290.
23. *Fultz, B.* Transmission electron microscopy and diffractometry of materials / B. Fultz, J. Howe; 4-th ed. — Berlin : Springer, 2013. 764 p.
24. *Thomas, J.* Analytical transmission Electron Microscopy / J. Thomas, T. Gemming. — Dordrecht : Springer Netherlands, 2014. 348 p.
25. *Egerton, F.R.* Physical principles of electron microscopy / F.R. Egerton. — Basel : Springer Intern. Publ., 2016. 196 p.
26. *Kumar, C.S.S.R.* Transmission electron microscopy. Characterization of nanomaterials / C.S.S.R. Kumar. — N.Y. : Springer, 2014. 717 p.
27. *Carter, C.B.* Transmission electron microscopy / C.B. Carter, D.B. Williams. — Berlin : Springer Intern. Publ., 2016. 518 p.
28. *Порфирьев, М.А.* Тонкая структура длиномерных рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации / М.А. Порфирьев, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов [и др.]. — Новокузнецк : Полиграфист, 2023. 285 с.