DOI: 10.54826/19979258_2023_1_62
УДК 548.571:548.4

Формирование внутренних напряжений в рельсах при длительной эксплуатации

Наталья Анатольевна Попова[1], канд. техн. наук; **Виктор Евгеньевич Громов[2],** д-р физ.-мат. наук; **Юрий Федорович Иванов[3],** д-р физ.-мат. наук; **Михаил Анатольевич Порфирьев[2]; Елена Леонидовна Никоненко[1],** канд. физ.-мат. наук; **Роман Евгеньевич Крюков[2],** канд. техн. наук; **Виталий Владиславович Шляров[2]**

[1] ***Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия.*** *E-mail: natalya-popova-44@mail.ru*
[2] ***Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.*** *E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*
[3] ***Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия.*** *E-mail: yufi55@mail.ru*

Аннотация. Для рельсов двух категорий из стали с содержанием углерода 0,74 масс. % и 0,91 масс. % ДТ350 общего назначения и ДТ400ИК повышенной износостойкости и контактной выносливости после пропущенного тоннажа 1770 млн т (для ДТ350) и 187 млн т ДТ400ИК (1) и 234 млн т ДТ400ИК (2) определен уровень микроскопических внутренних дальнодействующих полей напряжений $\sigma_д$ на поверхности катания и рабочей выкружке. Выявлено увеличение уровня $\sigma_д$ в рельсах ДТ400ИК по сравнению с рельсами категории ДТ350. Рост пропущенного тоннажа для рельсов категории ДТ400ИК приводит к росту $\sigma_д$, при этом значения внутренних напряжений на поверхности выкружки превышают соответствующие значения на поверхности катания. Рассмотрены физические причины наблюдаемых изменений.

Ключевые слова: внутренние поля напряжений, избыточная плотность дислокаций, поверхность, рельсы, электронная микроскопия

Formation of internal stresses in rails during long-term operation

Natalya A. Popova[1], Viktor E. Gromov[2], Yury F. Ivanov[3], Mikhail A. Porfiriev[2], Elena L. Nikonenko[1], Roman E. Kryukov[2], Vitaly V. Shlyarov[2]

[1] ***Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia***
[2] ***Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia***
[3] ***Institute of High Current Electronics Siberian Branch of RAS, Tomsk, Russia***

Abstract. For rails of two categories made of steel with a carbon content of 0.74 wt. % and 0.91 wt. %: the first of general purpose DT350 and the second – DT400IK of increased wear resistance and contact endurance after the passed tonnage of 1770 million tons (for DT350) and 187 million tons of DT400IK (1) and 234 million tons of DT400IK (2) the level of microscopic internal long-range stress fields $\sigma_д$ on the surface was determined onthe tread surfaceand working fillet. An increase in the level of $\sigma_д$ for DT400IK rails in comparison with rails of the DT350 category was revealed. The growth of the passed tonnage for rails of category DT400IK leads to an increase in $\sigma_д$, while the values of internal stresses on the fillet surface exceed the corresponding values on the tread surface. The physical causes of the observed changes are discussed.

Keywords: internal stress fields, excess dislocation density, surface, rails, electron microscopy

© Попова Н.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Порфирьев М.А., Никоненко Е.Л., Крюков Р.Е., Шляров В.В., 2023

Введение

10 лет назад в России начато производство длинномерных (100-м) дифференцированно закаленных рельсов общего назначения категории ДТ350, а три года назад – рельсов повышенной износостойкости и контактной выносливости (категория рельсов ДТ400ИК) для эксплуатации в прямых участках пути со скоростями до 200 км/ч и кривых участках без ограничения по грузонапряженности. По данным РЖД, в 2020 г. до 75 % изъятий рельсов происходило при достижении предельного состояния по износу и контактно усталостным дефектам. Эти процессы во многом определяются формированием внутренних полей напряжений.

Проблема внутренних напряжений в металлах и сплавах находится в центре внимания исследователей уже много лет [1–6]. Это объясняется тем, что внутренние напряжения играют важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении [7–12] и особенно в разрушении кристаллических материалов, а именно, в зарождении и раскрытии микротрещин [13–19]. Велика их роль в эволюции дефектной структуры при различных видах термической обработки металлов, сплавов и сталей [15, 20]. Кроме того, внутренние напряжения играют значительную роль при фазовых и структурных превращениях в стали [5, 6, 15, 20–22]. И, наконец, нельзя не учитывать действие внутренних напряжений при получении объемных наноструктурных материалов методом интенсивной пластической деформации [4, 23–26].

Внутренние напряжения классифицируются, прежде всего, по области их локализации, т.е. выделяют макро-, мезо- и микронапряжения. Макронапряжения локализованы во всем образце или в значительной части его объема. Мезоскопические внутренние напряжения локализованы в объемах протяженностью от десятков до сотен микрометров. В поликристаллах мезонапряжения локализованы в объемах одного или нескольких зерен или в части объема зерна. Микроскопические поля напряжений локализованы в участках в несколько микрометров и меньше.

Существующие методы оценки внутренних напряжений можно разделить на две группы: разрушающие и неразрушающие. Разрушающие методы условно могут быть разделены на химические, термические, металлохимические и механические [27]. Применение разрушающих методов для оценки внутренних напряжений приводит к частичному или полному разрушению изделия. Все разрушающие методы обнаружения и измерения внутренних напряжений в изделиях касаются напряжений 1-го рода, которые в основном определяют эксплуатационные свойства продукции.

К неразрушающим методам относятся магнитные, оптические и поляризационно-оптические [28]. Эти методы дают возможность измерять упругие деформации внутри детали без изменения ее геометрии. Однако и неразрушающие и разрушающие методы интегральны: область усреднения напряжений (напряжений 1-го рода) с использованием этих методов составляет сантиметры.

Внутренние напряжения можно определять с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА, измерение напряжений 1-го и 2-го родов), который также относится к неразрушающим методам [29–33]. Область усреднения напряжений в этом случае значительно уменьшается и составляет миллиметры, но остается по-прежнему большой. Использование РСА позволяет проводить оценку амплитуды мезоскопических внутренних напряжений [34–38].

Наиболее информативным методом изучения мезо- и микроскопических полей внутренних напряжений в настоящее время является дифракционная электронная микроскопия, которая позволяет регулировать локальность измерения внутренних напряжений в широких пределах (от сотен нанометров до сотен микрометров) [39]. В работе использован и будет рассмотрен метод просвечивающей электронной микроскопии.

Величины мезо- и микроскопических внутренних напряжений восстанавливаются по картине структуры материала несколькими способами: 1) по радиусу изгиба дис-

локаций в плоскости скольжения [23], 2) по расстоянию между дислокациями и параметрами дислокационных скоплений [40]; 3) по расстоянию между активными плоскостями скольжения [40]; 4) по параметрам изгибных экстинкционных контуров [19, 39].

Целью настоящей работы является изучение внутренних напряжений в поверхности рельсов после эксплуатации и их источников методом, основанном на анализе изгибных экстинкционных контуров.

Материал и методы исследования

В качестве материалов исследования использовали образцы 100-м дифференцированно закаленных рельсов категорий ДТ350 и ДТ400ИК после эксплуатации. Пропущенный тоннаж для рельсов ДТ350 составляет 1770 млн т брутто и для рельсов ДТ400ИК (1) – 187 млн т на экспериментальном кольце РЖД, а для рельсов ДТ400ИК (2) – 234 млн т на Забайкальской железной дороге. Они были изготовлены из сталей Э76ХФ (ДТ350) и Э90ХАФ (ДТ400ИК), элементные составы которых регламентируются ГОСТом 51685–243 и ТУ 24.10.75111-298-057576.2017РЖД. Дислокационную субструктуру определяли методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, прибор JEOL JEM2100F) [39].

Были выполнены исследования рельсов вдоль центральной оси симметрии (поверхность катания) и вдоль радиуса скругления (рабочая выкружка) головки рельса на расстояниях 0,2 и 10 мм от поверхности. Проведена оценка кривизны-кручения кристаллических решеток χ, скалярной ρ и избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm}$ и полей напряжений σ_{∂} на поверхности катания по центральной оси и радиусу скругления выкружки.

Результаты и их обсуждение

Определение внутренних напряжений методом ПЭМ. Незаряженный дислокационный ансамбль (т.е. ансамбль без избыточных дислокаций) дает внутреннее напряжение сдвига (полей напряжений, создаваемых дислокационной структурой), определяемое по формуле [2, 6, 13–15, 20]

$$\sigma = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \qquad (1)$$

где m – ориентационный множитель, или фактор Шмида [20]; α – параметр, зависящий от типа дислокационного ансамбля (для незаряженного дислокационного ансамбля значение коэффициента α = 0,05–1,0 [2, 6, 19]); G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; ρ – скалярная плотность дислокаций.

В случае заряженного дислокационного ансамбля, когда присутствует избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-} \neq 0$, создаются внутренние моментные (или дальнодействующие) напряжения. Наличие избыточной плотности дислокаций и, соответственно, внутренние моментные напряжения идентифицируются по наличию в материале изгибных экстинкционных контуров.

Изгибный экстинкционный контур является результатом дифракционного контраста, наблюдаемого на электронно-микроскопическом изображении структуры сильно деформированного кристалла.

Изгиб кристаллической решетки может быть [6, 12–15, 20, 23]: *а*) чисто упругим, создаваемым полями напряжений, накопленными из-за несовместности деформации, например, зерен поликристалла, матрицы материала и недеформируемыми частицами; *б*) пластическим, если изгиб создается дислокационными зарядами, т.е. избыточной плотностью дислокаций, локализованной в некотором объеме материала; *в*) упругопластическим, когда в материале присутствуют оба источника полей.

По наличию в материале изгибных экстинкционных контуров методом ПЭМ можно измерить внутренние (моментные, или дальнодействующие) напряжения. Именно их присутствие приводит к изгибу фольги (что соответствует кривизне-кручению кристаллической решетки), если фольга сохраняет форму пластины [39]. Процедура измерения величины внутренних моментных (дальнодействующих) напряжений сводится к опре-

делению градиента кривизны фольги (кристаллической решетки)

$$\chi = \partial\varphi/\partial l, \quad (2)$$

где $\partial\varphi = \Delta\varphi$ – изменение ориентировки отражающей плоскости фольги; $\partial l = \Delta l$ – перемещения изгибного экстинкционного контура. Величина $\chi = \partial\varphi/\partial l$ определяется путем смещения экстинкционного контура на величину Δl при контролируемом угле наклона фольги $\Delta\varphi$ в колонне микроскопа с помощью гониометра. Специальными опытами установлено, что ширина контура в величинах разориентировок для ОЦК-решеток сталей составляет ~1° [6, 20]. Это означает, что при повороте гониометра на величину $\Delta\varphi \approx 1°$ изгибный экстинкционный контур смещается на расстояние, равное своей ширине, т.е. $\Delta l \approx l$.

Для разделения случаев пластического, упругого и упругопластического изгибов необходимо сравнить скалярную плотность дислокаций (ρ), измеренную в локальном участке вблизи изгибного экстинкционного контура, с избыточной плотностью дислокаций ($\rho_\pm$), измеренную локально по градиенту разориентировки [20, 23]

$$\rho_\pm = 1/b \cdot \partial\varphi/\partial l = \chi/\mathrm{b}. \quad (3)$$

Если в исследуемом участке фольги оказывается $\rho \geq \rho_\pm$, то изгиб кристаллической решетки можно считать пластическим. В этом случае амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки, определенная согласно формуле (2), $\chi = \chi_{пл}$, амплитуда внутренних моментных напряжений, созданных пластическим изгибом, равна

$$\sigma_\partial^{пл} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_\pm} = m\alpha Gb\sqrt{b\chi_{пл}}, \quad (4)$$

где α = 0,05–0,60 – параметр, зависящий от типа дислокационного ансамбля [23]. Необходимо отметить, что величина α в формуле (4) слабо зависит от металлического материала и практически полностью определяется типом сформировавшейся субструктуры [23].

Если в исследуемом участке фольги вблизи изгибного экстинкционного контура оказывается $\rho = 0$, то изгиб кристаллической решетки – чисто упругий. В этом случае амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки, определенная по формуле (2), $\chi = \chi_{упр}$, а амплитуда внутренних моментных напряжений, созданных упругим изгибом, должна быть определена по формуле [20, 23]

$$\sigma_\partial^у = m\alpha_c Gt \cdot \partial\varphi/\partial l = m\alpha_c Gt\chi_{упр}, \quad (5)$$

где α_c = 1–1,5 – коэффициент Струнина [20], рассчитанный для дислокационного ансамбля, составленного из дислокаций одного знака; t – толщина фольги.

Наконец, если вблизи изгибного экстинкционного контура оказывается $\rho < \rho_\pm$, то изгиб кристаллической решетки – упругопластический, и тогда величина $\rho_\pm$ является условной величиной. В этом случае производится разделение изгиба кристаллической решетки на пластическую компоненту, для которой $\rho = \rho'_\pm$, и упругую компоненту, для которой $\rho'_\pm = \rho_\pm - \rho'_\pm$. Тогда амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки равна

$$\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}, \quad (6)$$

где χ рассчитывается согласно формуле (2),

$$\chi_{пл} = b\rho'_\pm = b\rho,$$

и поэтому

$$\chi_{упр} = \chi - \chi_{пл}. \quad (7)$$

В результате амплитуда внутренних моментных (дальнодействующих) напряжений определяется как

$$\sigma_\partial = \sigma_\partial^{пл} + \sigma_\partial^у, \quad (8)$$

где $\sigma_\partial^{пл}$ определяется согласно формуле (4), а $\sigma_\partial^у$ – согласно формуле (5)

$$\sigma = m\alpha G\sqrt{b\chi_{пл}} + m\alpha_c Gt\chi_{упр}. \quad (9)$$

Источники внутренних напряжений в ОЦК-сталях. Единичная дислокация уже является источником внутренних напряжений. Поля от отдельных дислокаций простираются на небольшие расстояния, много меньшие, чем расстояния между ближайшими дислокациями [39]. Более эффективные источники внутренних напряжений – группы дислокаций. Они охватывают весь микроуровень и

создают поля значительно большей амплитуды [40]. К таким дислокационным группам относятся, прежде всего, распределенные дислокационные заряды (избыточные дислокации одного знака) [41]. Однако большие группы дислокаций одного знака встречаются редко. Чаще в материале присутствуют неоднородно распределенные дислокации разных знаков с избыточной плотностью дислокаций. Такие образования, несмотря на внутреннее экранирование, создают поля внутренних напряжений [41].

Другой тип дислокационных образований, создающий более значительные внутренние напряжения, – различные дислокационные границы. Как правило, они содержат неравное количество дислокаций разных знаков и могут приводить к разориентировке. Их основное отличие заключается в том, что дислокации в границах принадлежат разным плоскостям скольжения, в то время как в дислокационных зарядах дислокации находятся на одной или на близких плоскостях скольжения.

К другим источникам внутренних напряжений относятся границы зерен, стыки зерен, уступы на межзеренных границах зерен [41, 42]. Одной из причин возникновения этих внутренних напряжений является, прежде всего, несовместность деформации соседних зерен. Такая несовместность присутствует всегда, несмотря на действие аккомодационных систем скольжения. Вторая причина – наличие решеточных дислокаций, вошедших в границы зерен, и зернограничных источников дислокаций. Мощным источником внутренних напряжений являются частичные дисклинации в стыках зерен и в уступах на межфазных границах. Это – стыковые дисклинации [43]. Все перечисленные источники – это источники внутренних напряжений пластического происхождения.

Источниками внутренних напряжений упругого происхождения, которые возникают в основном при неоднородной деформации материала, являются, прежде всего, микротрещины [6, 12–15, 41]. Еще один источник внутренних напряжений – бейновская деформация [20], которая возникает в результате искривления кристаллической решетки при фазовом γ→α-превращении в сталях. Такие напряжения возникают и в материалах, упрочненных дисперсными недеформируемыми частицами [23]. В случае частичной релаксации этих полей путем размножения и скольжения дислокаций они приобретают упругопластический характер [12–15, 41]. В зависимости от степени их взаимодействия с окружающими дислокационными структурами формирующиеся внутренние напряжения могут быть всех трех типов. В реальных материалах, особенно после значительных деформаций, поля от различных источников суммируются. В результате этого образуется сложное трехмерное поле внутренних напряжений.

Внутренние напряжения и их источники в рельсовой стали. Были выполнены исследования рельсов вдоль центральной оси симметрии (поверхность катания) и вдоль радиуса скругления (рабочая выкружка) головки рельса на расстояниях 0; 2 и 10 мм от поверхности.

В соответствии с формулами (1)–(9) проведена оценка кривизны-кручения кристаллических решеток χ, скалярной ρ и избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm}$, а также полей напряжений σ_{∂} на поверхности катания по центральной оси и радиусу скругления выкружки рельсов категорий ДТ350.

Исследования показали, что эксплуатация рельсов привела к существенному преобразованию и усложнению структуры, причем более интенсивно вдоль радиуса скругления выкружки. Так, если на расстоянии 10 мм от поверхности катания вдоль оси симметрии объемная доля пластинчатого перлита составляет 95 %, а 5 % – это ферритокарбидная смесь (разрушенный перлит), то в поверхностном слое доля пластинчатого перлита – только 45 %, доля ферритокарбидной смеси уже 50 % и еще присутствует фрагментированная структура (5 %). Что касается рабочей выкружки, то на расстоянии 10 мм от поверхности вдоль радиуса скругления объемная доля пластинчатого перлита составляет также 95 %, однако

На а ρ указано 10^{10}, см$^{-2}$, а в Таблице 10^{-10}, см $^{-2}$

в поверхностном слое она уменьшилась до 25 %, а доля фрагментированной структуры увеличилась до 25 %. Таким образом, по мере приближения к поверхности головки, независимо от направления исследования (вдоль радиуса скругления выкружки или вдоль оси симметрии рельса) пластинчатый перлит постепенно заменяется разрушенным с образованием ферритокарбидной смеси и формированием фрагментированной структуры, причем эти процессы более интенсивно протекают в рабочей выкружке. На рис. 1 приведены изменения средних по материалу количественных параметров тонкой структуры по мере приближения к поверхности головки.

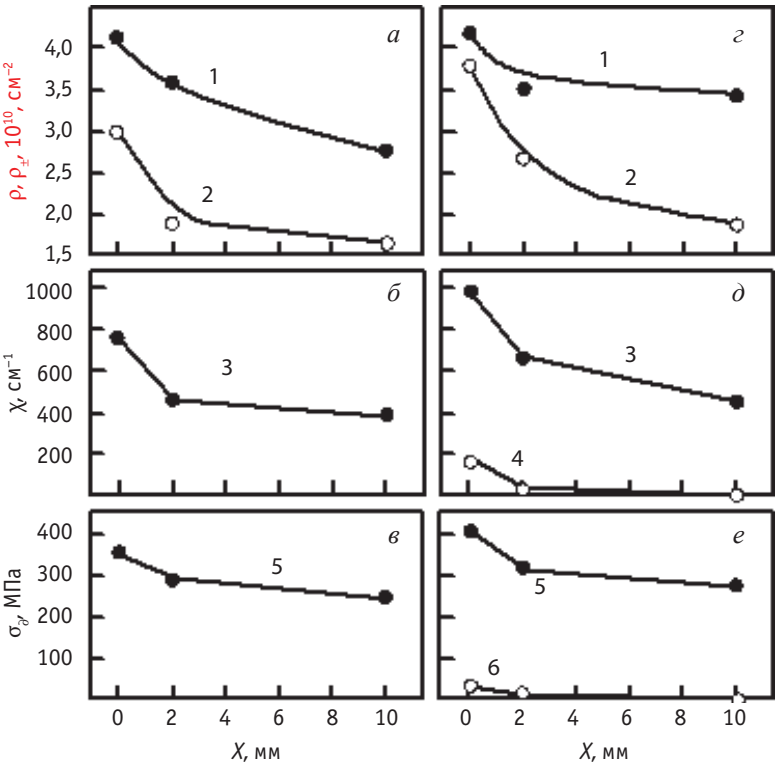

Рис. 1. Изменение средних количественных параметров тонкой структуры рельсов категории ДТ350 после сверхдлительной эксплуатации по мере удаления от поверхности:
а–в – по центральной оси от поверхность катания;
г–е – по радиусу скругления рабочей выкружки
(*а, г* – скалярная ρ (1) и избыточная $\rho_{\pm}$ (2) плотность дислокаций; *б, д* – амплитуда пластической $\chi_{пл}$ (3) и упругой $\chi_{упр}$ (4) кривизны-кручения кристаллической решетки;
в, е – амплитуда внутренних моментных пластических $\sigma_{пл}$ (5) и упругих $\sigma_{упр}$ (6) напряжений)

Как следует из рис. 1, все характеристики увеличиваются при приближении к поверхности головки рельса. Несколько более интенсивно происходит увеличение скалярной ρ и особенно избыточной $\rho_{\pm}$ плотности дислокаций. Однако их поведение внутри различных структурных составляющих различно [44, 45]. Скалярная плотность дислокаций во всем материале, независимо от направления исследования (вдоль радиуса скругления выкружки или вдоль оси симметрии), по мере приближения к поверхности увеличивается практически с одинаковой скоростью. Избыточная плотность дислокаций, определяемая из ширины изгибных экстинкционных контуров, вдоль центральной оси симметрии (поверхность катания) во всем материале остается меньше скалярной ($\rho > \rho_{\pm}$), т.е. имеет место пластический изгиб-кручение кристаллической решетки: $\chi = \chi_{пл}$ и $\sigma_{д} = \sigma_{д}^{пл}$ (см. рис. 1, *а–в*). Вдоль радиуса скругления выкружки в пластинчатом перлите также сохраняется условие $\rho > \rho_{\pm}$, однако в ферритокарбидной смеси и фрагментированной структуре оказывается $\rho = \rho_{\pm}$. Это означает, что здесь дислокационная структура полностью поляризована, и в этих местах материала имеет место упругопластический изгиб кристаллической решетки: $\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}$ и $\sigma_{д} = \sigma_{д}^{пл} + \sigma_{д}^{у}$. Несмотря на то, что величина упругой составляющей небольшая (см. рис. 1, *д, е*), не считаться с такими участками в структуре материала нельзя, так как именно в таких местах наиболее вероятно зарождение разрушения. Таким образом, ос-

Параметры полей напряжений в рельсах

Рельсы	Параметры			
	поверхность		выкружка	
	$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см$^{-2}$	σ_{∂}, МПа	$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см$^{-2}$	σ_{∂}, МПа
ДТ400ИК (1)	5,70	626	6,41	682
ДТ400ИК (2)	8,11	891	9,21	971

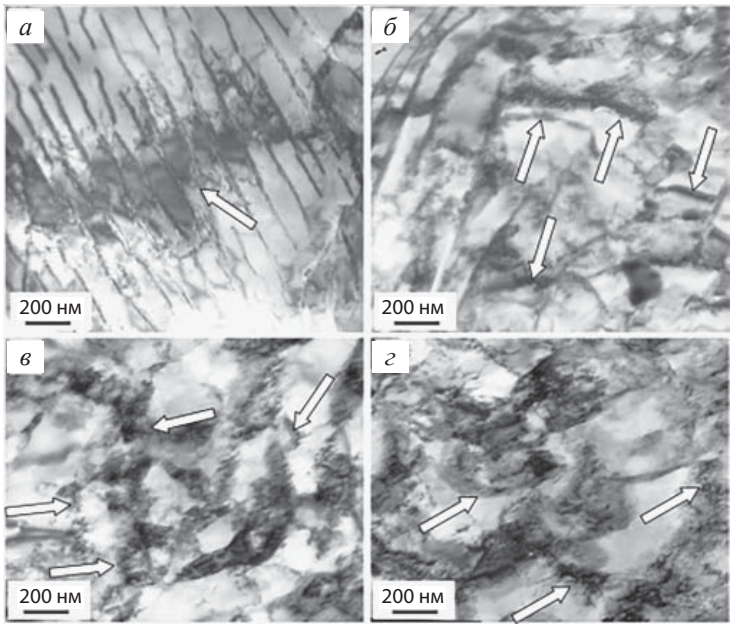

Рис. 2. ПЭМ-изображения изгибных экстинкционных контуров (указаны стрелками) рельсов категории ДТ350 в различных участках материала от различных источников:
а – границы раздела феррита и цементита; *б* – границы раздела фрагментов; *в* – частицы глобулярной формы на границах фрагментов; *г* – частицы глобулярной формы в объеме фрагментов

Рис. 3. Поперечное сечение головки рельса категории ДТ400ИК (2)

новным источником внутренних моментных (дальнодействующих) напряжений в рельсах категории ДТ350 является избыточная плотность дислокаций. Однако присутствуют и другие источники внутренних напряжений, а именно: границы раздела феррита и цементита, границы фрагментов и частицы цементита, расположенные на границах и внутри фрагментов (рис. 2). В таблице приведены параметры полей напряжений на поверхности катания рельсов ДТ400ИК. Анализ представленных результатов не позволяет провести их корректное сравнение с данными рис. 1. Это может быть обусловлено разным химическим составом стали рельсов ДТ350 и ДТ400ИК (особенно по содержанию углерода 0,74 масс. % и 0,91 масс. % соответственно), режимами дифференцированной закалки, пропущенным тоннажом и, что особенно важно, условиями эксплуатации. Рельсы категории ДТ400ИК после пропущенного тоннажа уже имели вид в поперечном сечении, представленный на рис. 3, и были сняты с эксплуатации.

Важным представляется тот факт, что уровень внутренних полей напряжений во всех случаях на выкружке выше, чем по центральной оси поверхности катания, что свидетельствует о потенциальной возможности зарождения трещин в этих участках.

Заключение

Проведен анализ источников внутренних напряжений, имеющих место в ОЦК-сталях. Показано, что вся совокупность источников может быть условно разделена на источники внутренних напряжений пластического, упругого и упругопластического происхождения.

Проведенный ПЭМ-анализ в рельсах категории ДТ350 после пропущенного тоннажа 1770 млн т брутто показал: 1) по мере приближения к поверхности головки рельса пластинчатый перлит постепенно заменяется разрушенным с образованием ферритокарбидной смеси и фрагментированной структуры, причем этот процесс более интенсивно протекает в рабочей выкружке; 2) вдоль всей центральной оси симметрии головки рельса имеет место пластический изгиб-кручение кристаллической решетки, вдоль радиуса скругления головки рельса на расстоянии до 2 мм – упругопластический; 3) основным источником внутренних моментных напряжений является избыточная плотность дислокаций.

Показано, что на поверхности выкружки уровень внутренних полей напряжений для всех категорий рельсов после эксплуатации выше, что свидетельствует о потенциальном месте зарождения здесь микротрещин. Рассмотрены возможные физические причины наблюдаемых различий.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

Список источников

1. *Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I.* Internal field sources, their screening and the flow stress // Mat. Sci. and Eng.: A. 2001. Vol. A319-321. P. 156–159.
2. *Конева Н.А., Козлов Э.В.* Дислокационная структура и физические механизмы упрочнения металлических материалов // Перспективные материалы. Структура и методы исследования (учеб. пособ.) / Под ред. Д.Л. Мерсона. Тула : ТГУ, М. : МИСиС, 2006. С. 267–320.
3. *Ovid'ko I.A., Valiev R.Z., Zhu Y.T.* Review on Superior Strength and Enhanced Ductility of Metallic Nanomaterials // Progress in Mater.Sci. 2018. Vol. 94. P. 462–540.
4. *Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Чернов В.М.* Закономерности пластической деформации в высокопрочных и нанокристаллических металлических материалах. Новосибирск : СО РАН Наука, 2018. 256 с.
5. *Yang M., Pan Yu., Yuan F., Zhu Yu., Wu Back X.* Stress Strengthening and Strain Hardening in Gradient Structure // Mater. Research Letters. 2016. Vol. 4, No. 3. P. 1–8.
6. *Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А.* Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. Saarbrucken : LAPLAMBERT Academic Publishing, 2017. 145 p.
7. *Kundu A., Field D.P.* Geometrically Necessary Dislocation Density Evolution in Interstitial Free Steel at Small Plastic Strains // Metall. Mater. Trans.: A. 2018. Vol. 49. P. 3274–3282.
8. *Kundu A., Field P., David D.P., Chakraborti P.C.* Effect of strain and strain rate on the development of deformation heterogeneity during tensile deformation of a solution annealed 304 LN austenitic stainless steel: An EBSD study // Mater. Sci. and Eng.: A. 2019. Vol. 773. P. 138854.
9. *Muñoz J.A., Komissarov A.* Back stress and strength contributions evolution of a heterogeneous austenitic stainless steel obtained after one pass by equal channel angular sheet extrusion (ECASE) // The Intern. J. of Advanced Manufacturing Techn. 2020. Vol. 109. P. 607–617.
10. *Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Yuriev A.A., Kormyshev V.E., Rubannikova Yu.A., Semin A.P.* Deformation Strengthening Mechanisms of Rails in Extremely Long-Term Operation // J. of Mater. Research and Techn. 2021. Vol. 11. P. 710–718.
11. *Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y.* Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation. USA : Materials Research Forum LLC, 2021. 193 p.
12. *Ivanov Yu.F., Gleser A.M., Kuznetsov R.V., Gromov V.E., Shliarova Yu.A., Semin A.P., Sundeev R.V.* Fine Structure Formation in Rails under Ultra Long-

Term Operation // Mater. Letters. 2022. Vol. 309. P. 131378.

13. *Смирнов А.Н., Козлов Э.В.* Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ. Кемерово : Кузбассвузиздат, 2004. 163 с.
14. *Смирнов А.Н., Князьков А.Ф., Князьков В.Л. и др.* Сварка модулированным током. Структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений в сварных соединениях конструкционных сталей. М. : Инновационное машиностроение; Кемерово : Сибирская изд. группа, 2017. 328 с.
15. *Смирнов А.Н., Князьков А.Ф., Князьков В.Л. и др.* Структурно-фазовое состояние, контроль и испытания сварных соединений аустенитных нержавеющих сталей / Под ред. А.Н. Смирнова. Кемерово : Сибирская изд. группа, 2021. 245 с.
16. *Panin V.E., Egorushkin V.E.* Fundamental role of local curvature of crystal structure in plastic deformation and fracture of solids : In «Physical Mesomechanics of Multilevel Systems 2014» AIP Conf. Proc. 2014. Vol. 1623. P. 475–478.
17. *Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф.* Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластичности и прочности твердых тел // Физ. мезомеханика. 2014. Т. 17, № 6. С. 7–18.
18. *Cattivelli A., Roy M.J., Burke M.G., Dhers J. et al.* Internal stresses in a clad pressure vessel steel during post weld heat treatment and their relevance to underclad cracking // Intern. J. of Pressure Vessels and Piping. 2021. Vol. 193. P. 104448.
19. *Fang X.-Y., Zhang H.-N., Ma D.-W., Wu Z.-J., Huang W.* Influence of Welding Residual Stress on Subsurface Fatigue Crack Propagation of Rail // Engineering Fracture Mechanics. 2022. Vol. 271. P. 108642.
20. *Козлов Э.В., Попова Н.А., Кабанина О.В., Климашин С.И., Громов В.Е.* Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали. Новокузнецк : Изд-во СибГИУ, 2007. 177 с.
21. *Kassner M.E., Geantil P., Levine L.E.* Long range internal stresses in single-phase crystalline materials // Intern. J. of Plasticity. 2013. Vol. 45. P. 44–60.
22. *Zhang Y., Yu T., Xu R., Thorborg J., Liu W., Tischler J., Godfrey A., Jensen D.J.* Local residual stresses and microstructure within recrystallizing grains in iron // Mater. Characterization. 2022. Vol. 191. P. 112113.
23. *Gleser A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A.* Plastic Deformation of Nanostructured Materials. Boca Raton, London, New York : CRC Press, 2017. 321 p.
24. *Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G.* Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications. Hoboken : Wiley/TMS, 2014. 440 p.
25. *Vinogradov A., Estrin Y.* Analytical and Numerical Approaches to Modelling Severe Plastic Deformation // Progress in Mater. Sci. 2018. Vol. 95. P. 172–242.
26. *Wilde G., Divinski S.* Grain Boundaries and Diffusion Phenomena in Severely Deformed Materials // Mater. Trans. 2019. Vol. 60, No. 7. P. 1302–1315.
27. *Буркин С.П., Шимов Г.В., Андрюкова Е.А.* Остаточные напряжения в металлопродукции. Екатеринбург : Изд-во Уральского ун-та, 2015. 248 с.
28. Экспериментальная механика: В 2-х кн. / Пер. с англ.; Под ред. А.Кобаяси. М. : Мир, 1990. Кн. 1, 616 с.; кн. 2, 552 с.
29. *Reynolds A.P., Tang W., Gnaupel-Herold T., Prask H.* Structure, Properties, and Residual Stress of 304L Stainless Steel Friction Stir Welds // Scripta Materialia. 2003. Vol. 48, No. 9. P. 1289–1294.
30. *Cihak U., Staron P., Clemens H., Homeyer J., Stockinger M., Tockner J.* Characterization of residual stresses in turbine discs by neutron and high-energy X-ray diffraction and comparison to finite element modeling // Mater. Sci. Eng.: A. 2006. Vol. 437, No. 1. P. 75–82.
31. *Withers P.J.* Mapping residual and internal stress in materials by neutron diffraction // Comptes Rendus Physique. 2007. Vol. 8, No. 7/8. P. 806–820.
32. *Withers P.J., Turski M., Edwards L., Bouchard P.J., Buttle D.J.* Recent advances in residual stress measurement // Intern. J. of Pressure Vessels and Piping. 2008. Vol. 85, No. 3. P. 118–127.
33. *Sekimoto K.* Internal Stress as a Link Between Macroscale and Mesoscale Mechanics // NATO Sci. for Peace and Security Series A: Chemistry and Biology. 2009. P. 241–250.
34. *Wong S.L., Dawson P.R.* Evolution of the crystal stress distributions in face-centered cubic polycrystals subjected to cyclic loading // Acta Materialia. 2011. Vol. 59. P. 6901–6916.

35. *Mc Nelis K.P., Dawson P.R., Miller M.P.* A Two-Scale Methodology for Determining the Residual Stresses in Polycrystalline Solids Using High Energy X-ray Diffraction Data // J. of the Mechanics and Physics of Solids. 2013. Vol. 61, No. 2. P. 428–449.
36. *Demir E., Park J-S., Miller M.P., Dawson P.R.* A Computational Framework for Evaluating Residual Stress Distributions from Diffraction-Based Lattice Strain Data // Computer Methods in Applied Mechanics and Eng. 2013. Vol. 265. P. 120–135.
37. *Skrotzki W.* Deformation Heterogeneities in Equal Channel Angular Pressing // Mater. Trans. 2019. Vol. 60, No. 7. P. 1331–1343.
38. *Yildirim C., Jessop C., Ahlström J., Detlefs C., Zhang Y.* 3D Mapping of Orientation Variation and Local Residual Stress Within Individual Grains of Pearlitic Steel Using Synchrotron Dark Field X-ray Microscopy // Scripta Materialia. 2021. Vol. 197. P. 113783.
39. *Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J.* Electron microscopy of thin crystals. London : Butterworths, 1965. 570 p.
40. *Мадер С., Зеегер А., Лейтц К.* Деформационное упрочнение и распределение дислокаций в ГЦК металлах // Структура и механические свойства металлов. М. : Металлургия, 1967. С. 9–41.
41. *Конева Н.А., Тришкина Л.И., Жданов А.Н., Перевалова О.Б., Попова Н.А., Козлов Э.В.* Источники полей напряжений в деформированных поликристаллах // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9, № 3. С. 93–101.
42. *Громова А.В., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я.* Формирование дальнодействующих полей напряжений при волочении проволоки // Изв. вузов. Черная металлургия. 2006. № 2. С. 27–31.
43. *Рыбин В.В.* Закономерности формирования мезоструктур в ходе развития пластической деформации // Вопросы материаловедения. 2002. Т. 29, № 1. С. 11–33.
44. *Calcaynotto M., Ponge D., Demir E., Raabe D.* Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD// Mat. Sci. Eng.: A. 2010. Vol. 527, No. 10/11. P. 2738–2746.
45. *Kundu A., Field D.P.* Influence of plastic deformation heterogeneity on development of geometrically necessary dislocation density in dual phase steel // Ibid. 2016. Vol. 667. P. 435–443.

Статья поступила в редакцию 01.02.2023;
одобрена после рецензирования 10.02.2023;
принята к публикации 10.03.2023