#### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

#### **MATERIALS SCIENCE**



**УДК** 669:539.375.5 **DOI** 10.17073/0368-0797-2024-2-167-175



Оригинальная статья Original article

# Внутренние напряжения и их источники в сталях с ОЦК-кристаллической решеткой

Н. А. Попова<sup>1 □</sup>, Е. Л. Никоненко<sup>1, 2</sup>, М. А. Порфирьев<sup>3</sup>, Р. Е. Крюков<sup>3</sup>

- <sup>1</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет (Россия, 634003, Томск, пл. Соляная, 2)
- <sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет (Россия, 634050, Томск, пр. Ленина, 30)
- <sup>3</sup> Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

#### 💌 natalya-popova-44@mail.ru

Аннотация. Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии выполнены исследования тонкой структуры сталей промышленного назначения, которые обладают ОЦК-кристаллической решеткой (перлитные, феррито-перлитные и мартенситные). Проанализирована внутренняя структура зерен, определены скалярная плотность дислокаций в различных участках материала, источники внутренних напряжений и их амплитуда. Использование метода, основанного на анализе изгибных экстинкционных контуров, позволяет изучать внутренние напряжения. Изучение внутренних напряжений и их источников проведено на примере рельсовой стали Э76ХФ со структурой пластинчатого перлита после сверхдлительной эксплуатации (пропущенный тоннаж – 1770 млн т брутто). Места проведения исследования металла рельсов: вдоль центральной оси симметрии (поверхность катания) и вдоль радиуса скругления (рабочая выкружка) головки рельса на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности. По мере приближения к поверхности головки, независимо от направления исследований (вдоль радиуса скругления выкружки или вдоль оси симметрии) пластинчатый перлит постепенно заменяется на разрушенный с образованием феррито-карбидной смеси и формированием фрагментированной структуры, причем эти процессы более интенсивно протекают в рабочей выкружке. Вдоль всей центральной оси симметрии головки рельса (поверхность катания) имеет место пластический изгиб-кручение кристаллической решетки, вдоль радиуса скругления головки рельса (рабочая выкружка) на расстоянии 10 мм от поверхности – также пластический, а на расстоянии от 0 до 2 мм – упругопластический. Основным источником внутренних моментных (дальнодействующих) напряжений в рельсовой стали является избыточная плотность дислокаций. На примере стали мартенситного класса 34ХН3МФА с использованием матричных уравнений определен тип изгибного экстинкционного контура. При малых степенях пластической деформации экстинкционные контуры являются контурами изгиба или кручения, при больших степенях – контурами смешанного типа.

**Ключевые слова:** электронная микроскопия, ОЦК-кристаллическая решетка, изгибной экстинкционный контур, кривизна-кручение, скалярная плотность дислокаций, избыточная плотность дислокаций, внутренние напряжения, источники

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

**Для цитирования:** Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Порфирьев М.А., Крюков Р.Е. Внутренние напряжения и их источники в сталях с ОЦК-кристаллической решеткой. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(2):167–175. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-2-167-175

## INTERNAL STRESSES AND THEIR SOURCES IN STEELS WITH BCC LATTICE

N. A. Popova<sup>1 ©</sup>, E. L. Nikonenko<sup>1, 2</sup>, M. A. Porfir'ev<sup>3</sup>, R. E. Kryukov<sup>3</sup>

- <sup>1</sup> Tomsk State University of Architecture and Building (2 Solyanaya Sqr., Tomsk 634003, Russian Federation)
- <sup>2</sup> National Research Tomsk Polytechnic University (30 Lenina Ave., Tomsk, 634050, Russian Federation)
- <sup>3</sup> Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region Kuzbass 654007, Russian Federation)

#### natalya-popova-44@mail.ru

Abstract. The paper studies fine structure of industrial steels with BCC lattice (pearlite, ferrite-pearlite and martensite) using transmission diffraction electron microscopy. The internal structure of the grains was analyzed; the scalar density of dislocations in various parts of the material, the sources of internal stresses and their amplitude were determined. The use of a method based on the analysis of bending extinction contours allowed us to study internal stresses. We analyzed the internal stresses and their sources using the example of 0.76C–Cr–V–Fe rail steel with a lamellar pearlite structure after ultra long-term operation with the tonnage of 1770 million gross tons. The metal of the rails was examined

along the central axis of symmetry (rolling surface) and the rounding radius (working fillet) of the railhead at distances of 0, 2 and 10 mm from the surface. As one approaches the head surface, regardless of the research direction (along the fillet rounding radius or along the axis of symmetry), the lamellar pearlite is gradually replaced by destroyed pearlite with formation of a ferrite-carbide mixture and formation of a fragmented structure. These processes occur more intensively in the working fillet. Along the entire central axis of symmetry of the rail head (rolling surface), there is a plastic bending-torsion of the crystal lattice, along the rounding radius of the rail head (working fillet) at a distance of 10 mm from the surface – also plastic, and at a distance from 0 to 2 mm – elastic-plastic. The main source of internal torque (long-acting) stresses in rail steel is the excessive density of dislocations. Using the example of 34CrNi3MoVN steel of the martensitic class, the type of bending extinction contour was determined using mathematical equations. At low degrees of plastic deformation, extinction contours are contours of bending or torsion, at high degrees they are of a mixed type.

Keywords: electron microscopy, BCC lattice, bending extinction contour, curvature-torsion, scalar dislocation density, excess dislocation density, internal stresses, sources

Acknowledgements: The work was carried out within the framework of the state task of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (subject No. FEMN-2023-0003).

For citation: Popova N.A., Nikonenko E.L., Porfir'ev M.A., Kryukov R.E. Internal stresses and their sources in steels with BCC lattice. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2024;67(2):167–175. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-2-167-175

#### Введение

Проблема внутренних напряжений в металлах и сплавах находится в центре внимания исследователей уже много лет [1-3]. Это объясняется тем, что внутренние напряжения играют важную роль в формировании предела текучести [4-6], деформационном упрочнении [7 – 9] и особенно в разрушении кристаллических материалов [10-12], а именно, в зарождении [13-15]и раскрытии микротрещин [16 – 18]. Велика роль внутренних напряжений в эволюции дефектной структуры при различных видах термической обработки металлов, сплавов и сталей [15; 19; 20]. Кроме того, внутренние напряжения играют значимую роль при фазовых и структурных превращениях [5; 6; 15; 20 - 22]. И, наконец, нельзя не учитывать действие внутренних напряжений при получении объемных наноструктурных материалов [23] методом интенсивной пластической деформации [4; 24 – 26].

Внутренние напряжения классифицируются, прежде всего, по области их локализации. 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 I 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.

И неразрушающие, и разрушающие методы являются интегральными. Область усреднения напряжений (I рода) с использованием этих методов составляет сантиметры.

Внутренние напряжения можно определять с помощью рентгеноструктурного анализа (измерение напряжений I и II рода) [29 – 31], который также относится к неразрушающим методам [32 – 34]. Область усреднения напряжений в этом случае значительно уменьшается и составляет миллиметры, но остается по-прежнему большой. Использование рентгеноструктурного анализа позволяет проводить оценку амплитуды мезоскопических внутренних напряжений [35 – 38].

Наиболее информативным методом изучения мезои микроскопических полей внутренних напряжений к настоящему моменту является дифракционная электронная микроскопия, которая позволяет регулировать локальность измерения внутренних напряжений в широких пределах (от сотен нанометров до сотен микрометров) [39]. В настоящей работе использован именно метод просвечивающей дифракционной электронной микроскопии.

Величины мезо- и микроскопических внутренних напряжений определяются по картине структуры материала несколькими способами: по радиусу изгиба дислокаций в плоскости скольжения [23]; по расстоянию между дислокациями и параметрами дислокационных скоплений [40]; по расстоянию между активными плоскостями скольжения [40]; по параметрам изгибных экстинкционных контуров [19; 39].

Целью настоящей работы является изучение внутренних напряжений и их источников в ОЦК-сталях методом, основанном на анализе изгибных экстинкционных контуров.

#### Методика исследования

Проведено изучение образцов сталей промышленного назначения с ОЦК-кристаллической решеткой (перлитные, феррито-перлитные и мартенситные), прошедших термическую обработку и подвергнутых различной пластической деформации (растяжением, сжатием, прокаткой). Исследования выполнены методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах на электронных микроскопах ЭМ-125К с использованием гониометрической приставки и ЭМ-I25, обладающем более высокой разрешающей способностью. Фольги готовили методом электрополировки с использованием специальных режимов, позволяющих получить большие площади при просмотре в электронном микроскопе. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 25 000 крат. В результате проведенных исследований проанализирована внутренняя структура зерен и определена скалярная плотность дислокаций в различных участках материала, выявлены источники внутренних напряжений и определена их амплитуда. Величину скалярной плотности дислокаций определяли методом секущих [39].

### Определение внутренних напряжений методом ПЭМ

Незаряженный дислокационный ансамбль (то есть ансамбль без избыточных дислокаций) дает внутреннее напряжение сдвига (полей напряжений, создаваемых дислокационной структурой), определяемое по формуле [2; 6; 13-15; 20]

$$\sigma = m\alpha G b \sqrt{\rho},\tag{1}$$

где m — ориентационный множитель или фактор Шмида [20];  $\alpha$  — параметр, зависящий от типа дислокационного ансамбля (для незаряженного дислокационного ансамбля  $\alpha$  = 0,05  $\div$  1,00 [2; 6; 19]); G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса;  $\rho$  — 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. Эти контуры являются результатом дифракционного контраста, наблюдаемого на электронномикроскопическом изображении структуры сильно деформированного кристалла.

Изгиб кристаллической решетки может быть [6; 12 – 15; 20; 23]: чисто упругим, создаваемым полями напряжений, накопленными из-за несовместности

деформации (например, зерен поликристалла, матрицы материала и недеформируемыми частицами); пластическим, если изгиб создается дислокационными зарядами (то есть избыточной плотностью дислокаций, локализованной в некотором объеме материала); 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 определению градиента кривизны фольги (кристаллической решетки):

$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial l},\tag{2}$$

где  $\partial \phi = \Delta \phi$  — изменение ориентировки отражающей плоскости фольги;  $\partial l = \Delta l$  — перемещения изгибного экстинкционного контура.

Величина  $\chi$  определяется путем смещения экстинкционного контура на  $\Delta l$  при контролируемом угле наклона фольги  $\Delta \phi$  в колонне микроскопа с помощью гониометра. Специальными опытами установлено, что ширина контура в величинах разориентировок для ОЦК-сталей составляет  $\sim 1^\circ$  [6; 20]. Это означает, что при повороте гониометра на величину  $\Delta \phi \approx 1^\circ$  изгибный экстинкционный контур смещается на расстояние, равное своей ширине, то есть  $\Delta l \approx l$ .

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

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial l} = \frac{\chi}{b}.$$
 (3)

В случае, если в исследуемом участке фольги оказывается  $\rho \ge \rho_\pm$ , то изгиб кристаллической решетки можно считать пластическим. Определенная по формуле (2) амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi = \chi_{nn}$ , а амплитуда внутренних моментных напряжений, созданных пластическим изгибом,

$$\sigma_{\pi}^{\Pi\Pi} = m\alpha G b \sqrt{\rho_{+}} = m\alpha G \sqrt{b \chi_{\Pi\Pi}}, \tag{4}$$

где  $\alpha = 0.05 \div 0.60$  — параметр, зависящий от типа дислокационного ансамбля [23].

Необходимо отметить, что величина α в формуле (4) практически не зависит от исследуемого материала

(металл, сплав или сталь) и определяется лишь типом сформировавшейся субструктуры [23].

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

$$\sigma_{x}^{y} = m\alpha_{c}Gt \frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = m\alpha_{c}Gt\chi_{ynp}, \qquad (5)$$

где  $\alpha_{\rm c}=1,0\div1,5$  – коэффициент Струнина [20], рассчитанный для дислокационного ансамбля, составленного из дислокаций одного знака; t – толщина фольги.

Если вблизи изгибного экстинкционного контура оказывается  $\rho < \rho_{\pm}$ , то изгиб кристаллической решетки упругопластический и тогда величина  $\rho_{\pm}$  является условной. В этом случае проводится разделение изгиба кристаллической решетки на пластическую компоненту, для которой  $\rho = \rho'_{\pm}$ , и упругую компоненту, для которой  $\rho''_{\pm} = \rho_{\pm} - \rho'_{\pm}$ . Амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки

$$\chi = \chi_{\text{III}} + \chi_{\text{VIID}}, \tag{6}$$

где  $\chi$  рассчитывается по формуле (2),  $\chi_{\rm пл} = b \rho'_{\pm} = b \rho$  и поэтому

$$\chi_{\text{vmp}} = \chi - \chi_{\text{mn}}.\tag{7}$$

В результате амплитуда внутренних моментных (дальнодействующих) напряжений определяется как

$$\sigma_{\pi} = \sigma_{\pi}^{\text{III}} + \sigma_{\pi}^{\text{y}}, \tag{8}$$

$$\sigma = m\alpha G \sqrt{b\chi_{\text{nn}}} + m\alpha_{c}Gt\chi_{\text{vnn}}.$$
 (9)

#### Результаты и их обсуждение

#### 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 эффективными источниками внутренних напряжений являются 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, это различные дислокационные границы. Как правило, они содержат неравное количество дислокаций разных знаков и могут вводить разориентировку. 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 [41; 42]. Причиной 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, то есть 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 одним источником внутренних напряжений является бейновская деформация [20], которая возникает в результате искривления кристаллической решетки при фазовом  $\gamma \to \alpha$ -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 образуется сложное трехмерное поле внутренних напряжений.

## Внутренние напряжения и их источники в рельсовой стали

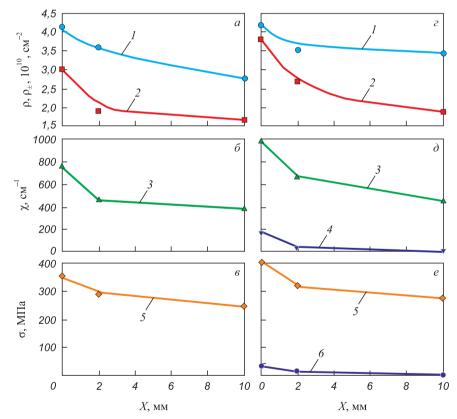
Изучение внутренних напряжений и их источников после сверхдлительной эксплуатации (пропущенный тоннаж – 1770 млн т брутто) проведено на рельсах из

стали Э76ХФ со структурой пластинчатого перлита. Были выполнены исследования металла рельсов вдоль центральной оси симметрии (поверхность катания) и вдоль радиуса скругления (рабочая выкружка) головки рельса на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности.

Проведенные 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 % и феррито-карбидной смеси (разрушенного перлита) -5 %, то в поверхностном слое доля пластинчатого перлита – только 45 %, доля феррито-карбидной смеси - 50 %, а также 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 в поверхностном слое она уменьшается до 25 %, а доля фрагментированной структуры увеличивается до 25 %. Таким образом, по мере приближения к поверхности головки, независимо от направления исследований (вдоль радиуса скругления выкружки или вдоль оси симметрии), пластинчатый перлит постепенно заменяется на разрушенный с образованием феррито-карбидной смеси и формированием фрагментированной структуры, причем эти процессы более интенсивно протекают в рабочей выкружке.

На рис. 1 показаны изменения средних по материалу количественных параметров тонкой структуры по мере приближения к поверхности головки.

Все характеристики увеличиваются при приближении к поверхности головки рельса. Несколько более интенсивно происходит увеличение скалярной ( $\rho$ ) и особенно избыточной ( $\rho_{\pm}$ ) плотности дислокаций. Однако их поведение внутри различных структурных составляющих различно. Скалярная плотность дислокаций во всем материале независимо от направления исследований (вдоль радиуса скругления выкружки или вдоль оси симметрии) по мере приближения к поверхности увеличивается практически с одинаковой скоростью. Избыточная плотность дислокаций,



**Рис. 1.** Изменение средних количественных параметров тонкой структуры рельсовой стали 976ХФ после сверхдлительной эксплуатации по мере удаления от поверхности: a-6 – поверхность катания; e-e – рабочая выкружка; e-e – скалярная e-e и избыточная e-e плотность дислокаций; e-e – амплитуда пластической e-e и упругой e-e кривизны-кручения кристаллической решетки; e-e и e-e и e-e мплитуда внутренних моментных пластических e-e и упругих e-e напряжений

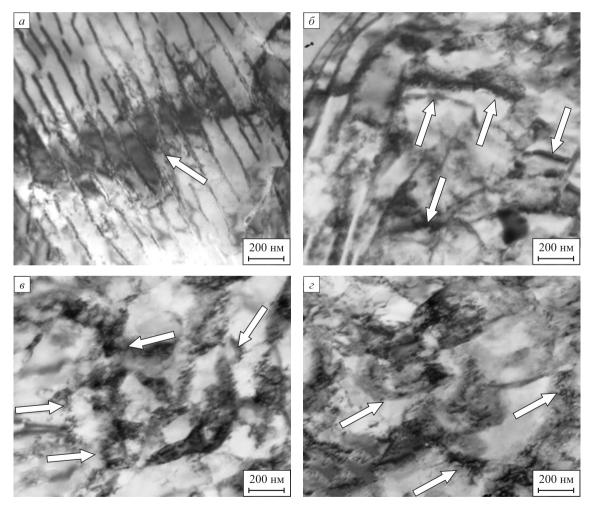
Fig. 1. Changes in the average quantitative parameters of fine structure of the 0.76C–Cr–V–Fe rail steel after ultra-long operation as it moves away from the surface: a-e – rolling surface; e-e – working fillet; e and e – scalar and excessive dislocation density; e and e – amplitude of plastic e0 and elastic e1 and elastic e2 and elastic e3 and e3 amplitude of internal momentous e6. The plastic and elastic e7 and elastic e9 and e9 amplitude of internal momentous e9. The plastic and elastic e9 stresses

определяемая из ширины изгибных экстинкционных контуров, вдоль центральной оси симметрии (поверхность катания) во всем материале остается меньше скалярной ( $\rho > \rho_+$ ), то есть имеет место пластический изгиб-кручение кристаллической решетки:  $\chi = \chi_{nn}$ и  $\sigma_{\pi} = \sigma_{\pi}^{\text{пл}}$  (рис. 1, a - e). Вдоль радиуса скругления выкружки в пластинчатом перлите также сохраняется выполнение условия  $\rho > \rho_+$ , однако в феррито-карбидной 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:  $\chi = \chi_{nn} + \chi_{ynp}$  и  $\sigma_{\chi} = \sigma_{\chi}^{nn} + \sigma_{\chi}^{y}$ . Несмотря на то, что величина упругой составляющей небольшая (рис.  $1, \partial, e$ ), не считаться с такими участками в структуре материала нельзя, так как именно в таких местах наиболее вероятно зарождение разрушения. Таким образом, основным источником внутренних моментных

(дальнодействующих) напряжений в рельсовой стали 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).

#### Влияние пластической деформации на кривизну-кручение кристаллической решетки в ОЦК-стали

Известно [6; 23], что с развитием деформации нарастает градиент кривизны-кручения по материалу. Это проявляется как в изменении ширины экстинкционных контуров вдоль их длины, так и в их искривлении. Изменяется и тип контуров. В общем случае величина кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  является тензором 2-го ранга [6; 44; 45]. Тензор содержит



**Рис. 2.** ПЭМ-изображения изгибных экстинкционных контуров (указаны стрелками) в различных участках материала от различных источников: a – границы раздела феррита и цементита;  $\delta$  – границы раздела фрагментов;  $\epsilon$  – частицы глобулярной формы на границах фрагментов;  $\epsilon$  – частицы глобулярной формы в объеме фрагментов

Fig. 2. TEM images of bending extinction contours (indicated by arrows) in different parts of the material from different sources: a – boundaries between ferrite and cementite;  $\delta$  – boundaries between fragments;  $\epsilon$  – globular particles at fragment boundaries;  $\epsilon$  – globular particles in the volume of fragments

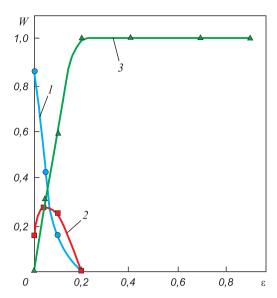


Рис. 3. Изменение объемной доли изгибных экстинкционных контуров кривизны (1), кручения (2) и смешанного типа (3) от степени пластической деформации в катаной отпущенной стали 34ХНЗМФА

Fig. 3. Change in the volume fraction of bending extinction contours of curvature (1), torsion (2), and mixed type (3) on degree of plastic deformation in rolled tempered steel 34CrNi3MoVN

компоненты кривизны и кручения кристаллической решетки  $\chi$ . Поэтому, используя матричные уравнения [6], можно определить тип контура. Это было сделано в стали мартенситного класса  $34XH3M\Phi A$ . Перед деформацией экстинкционные контуры были либо контурами кривизны (изгиба/наклона) (рис. 3, кривая I), либо кручения (рис. 3, кривая 2). Причем доля контуров кривизны была преобладающей (до 0.85). Увеличение степени пластической деформации привело к усложнению картины контуров: появляются контуры смешанного типа, доля которых нарастает; при  $\epsilon \ge 0.2$  все изгибные контуры являются контурами смешанного типа (рис. 3, кривая 3).

#### Выводы

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 из стали Э76ХФ после пропущенного тоннажа 1770 млн т брутто показал: по мере приближения к поверхности головки рельса пластинчатый перлит постепенно заменяется на разрушенный с образованием феррито-карбидной смеси и фрагментированной структуры, причем этот процесс более интенсивно протекает в рабочей выкружке; 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; основным источником внутренних моментных напряжений является избыточная плотность дислокаций.

В стали мартенситного класса 34XH3МФА показано, что при малых степенях деформации экстинкционные контуры являются контурами изгиба или кручения, при больших — все контуры смешанного типа.

#### Список литературы / References

- 1. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I. Internal field sources, their screening and the flow stress. *Materials Science and Engineering: A.* 2001;319-321:156–159. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00945-5
- 2. Конева Н.А., Козлов Э.В. Дислокационная структура и физические механизмы упрочнения металлических материалов. В кн.: *Перспективные материалы. Структура и методы исследования (учебное пособие)* / Под ред. Д.Л. Мерсона. Тула: ТГУ; Москва: МИСиС; 2006:267–320.
- 3. Ovid'ko I.A., Valiev R.Z., Zhu Y.T. Review on superior strength and enhanced ductility of metallic nanomaterials. *Progress in Materials Science*. 2018:94:462–540. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.02.002
- 4. Закономерности пластической деформации в высокопрочных и нанокристаллических металлических материалах / А.Н. Тюменцев, А.Д. Коротаев, И.А. Дитенберг, Ю.П. Пинжин, В.М. Чернов. Новосибирск: СО РАН Наука; 2018:256.
- 5. Yang M., Pan Yu., Yuan F., Zhu Yu., Wu X. Back stress strengthening and strain hardening in gradient structure. *Materials Research Letters*. 2016;4(3):145–151. https://doi.org/10.1080/21663831.2016.1153004
- Конева Н., Киселева С., Попова Н. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. Германия: LAP LAMBER Academic Publishing; 2017:156.
- 7. Kundu A., Field D.P. Geometrically necessary dislocation density evolution in interstitial free steel at small plastic strains. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2018;49:3274–3282.
  - https://doi.org/10.1007/s11661-018-4693-1
- 8. Kundu A., Field 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. *Materials Science and Engineering: A.* 2019;773:138854. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138854
- 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 International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020;109:607–617. https://doi.org/10.1007/s00170-020-05630-1
- 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. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;11: 710–718. https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2020.12.107
- 11. Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation.

- *Materials Research Foundations*. MRF; 2021;106:193. https://doi.org/10.21741/9781644901472
- **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. *Materials Letters*. 2022;309(4):131378. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.131378
- **13.** Смирнов А.Н., Козлов Э.В. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12X1МФ. Кемерово: Кузбассвузиздат; 2004:163.
- 14. Сварка модулированным током. Структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений в сварных соединениях конструкционных сталей / А.Н. Смирнов, А.Ф. Князьков, В.Л. Князьков и др. Москва: Инновационное машиностроение; Кемерово: Сибирская издательская группа; 2017:328.
- 15. Смирнов А.Н., Князьков А.Ф., Князьков В.Л. и др. Структурно-фазовое состояние, контроль и испытания сварных соединений аустенитных нержавеющих сталей. Кемерово: Сибирская издательская группа; 2021:248.
- 16. Panin V.E., Egorushkin V.E. Fundamental role of local curvature of crystal structure in plastic deformation and fracture of solids. *Physical Mesomechanics of Multilevel Systems* 2014: AIP Conference Proceedings. 2014;1623(1):475–478. https://doi.org/10.1063/1.4898985
- 17. Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластичности и прочности твердых тел. Физическая мезомеханика. 2014;17(6):7–18.
  - Panin V.E., Panin A.V., Elsukova T.F., Popkova Yu.F. The fundamental role of the curvature of the crystal structure in the plasticity and strength of solids. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2014;17(6):7–18. (In Russ.).
- 18. Cattivelli A., Roy M.J., Burke M.G, Dhers J., Lee T.L., Francis J.A. Internal stresses in a clad pressure vessel steel during post weld heat treatment and their relevance to underclad cracking. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2021;193:104448. https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2021.104448
- **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;271:108642.
  - https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2022.108642
- 20. Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали / Э.В. Козлов, Н.А. Попова, О.В. Кабанина, С.И. Климашин, В.Е. Громов. Новокузнецк: изд. СибГИУ; 2007:177.
- 21. Kassner M.E., Geantil P., Levine L.E. Long range internal stresses in single-phase crystalline materials. *International Journal of Plasticity*. 2013;45:44–60. https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2012.10.003
- 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. *Materials Characterization*. 2022;191:112113. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112113
- **23.** Glezer 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, Taylor &

- Francis Group; 2017:334. http://dx.doi.org/10.1201/9781315111964
- Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken: Wiley/ TMS; 2014:440. https://doi.org/10.1002/9781118742679
- **25.** Vinogradov A., Estrin Y. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*. 2018;95:172–242. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.02.001
- Wilde G., Divinski S. Grain boundaries and diffusion phenomena in severely deformed materials. *Materials Transactions*. 2019;60(7):1302–1315. https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201934
- **27.** Буркин С.П., Шимов Г.В., Андрюкова Е.А. Остаточные напряжения в металлопродукции. Екатеринбург: изд. Уральского университета; 2015:248.
- Экспериментальная механика. В 2-х книгах / Пер. с англ.; под ред. А. Кобаяси. Москва: Мир; 1990.
   Handbook on Experimental Mechanics. 2<sup>nd</sup> ed. Kobayashi A. ed. VCH; 1993:1074.
- **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;48(9):1289–1294. https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00024-1
- **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. *Materials Science and Engineering: A.* 2006;437(1):75–82. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.049
- **31.** Withers P.J. Mapping residual and internal stress in materials by neutron diffraction. *Comptes Rendus Physique*. 2007; 8(7-8):806–820. https://doi.org/10.1016/j.crhy.2007.09.015
- 32. Withers P.J., Turski M., Edwards L., Bouchard P.J., Buttle D.J. Recent advances in residual stress measurement. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2008; 85(3):118–127. https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2007.10.007
- **33.** Sekimoto K. Internal stress as a link between macroscale and mesoscale mechanics. In: *Chemomechanical Instabilities in Responsive Materials*. 2009:241–250. https://doi.org/10.1007/978-90-481-2993-5\_10
- **34.** Wong S.L., Dawson P.R. Evolution of the crystal stress distributions in face-centered polycrystals subjected to cyclic loading. *Acta Materialia*. 2011;59(18):6901–6916. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.07.042
- **35.** McNelis 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. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2013;61(2):428–449. https://doi.org/10.1016/j.jmps.2012.09.015
- **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 Engineering*. 2013;265:120–135. https://doi.org/10.1016/j.cma.2013.06.002
- **37.** Skrotzki W. Deformation heterogeneities in equal channel angular pressing. *Materials Transactions*. 2019;60(7): 1331–1343. https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201926
- **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 syn-

chrotron dark field X-ray microscopy. Scripta Materialia. 2021;197:113783.

https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.113783

- 39. Hirsch P.B., Howrie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. Electron Microscopy of Thin Crystals. London: Butterworths; 1965:549.
- 40. Мадер С., Зеегер А., Лейтц К. Деформационное упрочнение и распределение дислокаций в ГЦК металлах. В кн.: Материалы конференции «Структура и механические свойства металлов». Теддингтон. Мидлсекс. 7 – 9 января 1963 г. Москва: Металлургия; 1967;384.
- 41. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Жданов А.Н., Перевалова О.Б., Попова Н.А., Козлова Э.В. Источники полей напряжений в деформированных поликристаллах. Физическая мезомеханика. 2006;9(3):93-102.
  - Koneva N.A., Trishkina L.I., Zhdanov A.N., Perevalova O.B., Popova N.A., Kozlova E.V. Sources of stress fields in deformed polycrystals. Fizicheskaya mezomekhanika. 2006;9(3):93-102. (In Russ.).
- 42. Громова А.В., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я. Формирование дальнодействующих полей напряже-

ний при волочении проволоки. Известия вузов. Черная металлургия. 2006;49(2):27-31.

- Gromova A.V., Yur'ev A.B., Ivanov Yu.F., Chinokalov V.Ya. Formation of long-range stress fields during wire drawing. Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2006;49(2):27–31. (In Russ.).
- 43. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развития пластической деформации. Вопросы материаловедения. 2002;29(1):11-33.
  - Rybin V.V. Patterns of mesostructure formation during development of plastic deformation. Voprosy materialovedeniya. 2002;29(1):11-33. (In Russ.).
- 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. Materials Science and Engineering: A. 2010;527(10-11): 2738-2746. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.01.004
- 45. Kundu A., Field D.P. Influence of plastic deformation heterogeneity on development of geometrically necessary dislocation density in dual phase steel. Materials Science and Engineering: A. 2016;667;435-443.

https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.022

#### Сведения об авторах

#### Information about the Authors

Наталья Анатольевна Попова, к.т.н., научный сотрудник научноучебной лаборатории «Наноматериалы и нанотехнологии», Томский государственный архитектурно-строительный университет ORCID: 0000-0001-8823-4562

E-mail: natalya-popova-44@mail.ru

Елена Леонидовна Никоненко, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики, химии, теоретической механики, Томский государственный архитектурно-строительный университет; старший преподаватель, Национальный исследовательский Томский политехнический университет

**ORCID:** 0000-0002-0396-9541 E-mail: vilatomsk@mail.ru

Михаил Анатольевич Порфирьев, научный сотрудник управления научных исследований, Сибирский государственный индуст-

риальный университет **ORCID:** 0000-0003-3602-5739 E-mail: mporf372@gmail.com

Роман Евгеньевич Крюков, д.т.н., доцент кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет

**ORCID:** 0000-0002-3394-7941 E-mail: rek\_nzrmk@mail.ru

Natal'ya A. Popova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Scientific and Educational Laboratory "Nanomaterials and Nanotechnologies", Tomsk State University of Architecture and Building

ORCID: 0000-0001-8823-4562 E-mail: natalya-popova-44@mail.ru

Elena L. Nikonenko, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof. of the Chair of Physics, Chemistry, Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building; Senior Lecturer, National Research Tomsk Polytechnic University

ORCID: 0000-0002-0396-9541 E-mail: vilatomsk@mail.ru

Mikhail A. Porfir'ev, Research Associate of Department of Scientific Researches, Siberian State Industrial University

**ORCID:** 0000-0003-3602-5739 E-mail: mporf372@gmail.com

Roman E. Kryukov, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Ferrous

Metallurgy, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-3394-7941 E-mail: rek nzrmk@mail.ru

#### Вклад авторов

#### Contribution of the Authors

- Н. А. Попова формирование общей концепции статьи, проведение ПЭМ исследований в рельсовой и мартенситной стали.
- Е. Л. Никоненко обзор литературы, написание чернового варианта статьи.
- М. А. Порфирьев оценка количественных параметров внутренних напряжений для рельсовой стали.
- **Р. Е. Крюков** оценка количественных параметров внутренних напряжений для мартенситной стали.
- N. A. Popova formation of the article main concept, conducting TEM studies in rail and martensitic steel.
- E. L. Nikonenko literature review, writing the draft.
- M. A. Porfir'ev estimation of quantitative parameters of internal stresses for rail steel.
- R. E. Kryukov estimation of quantitative parameters of internal stresses for martensitic steel.

Поступила в редакцию 14.02.2023 После доработки 01.09.2023 Принята к публикации 10.01.2024

Received 14.02.2023 Revised 01.09.2023 Accepted 10.01.2024