

PACS numbers: 61.72.Ff, 61.72.Hh, 61.72.Lk, 62.20.Qr, 81.40.Ef, 81.40.Np, 81.40.Pq

## **Формирование структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в объёмно- и дифференцированнозакалённых рельсах**

В. Е. Громов, К. В. Волков\*, Ю. Ф. Иванов\*\*,\*\*\*, К. В. Морозов,  
К. В. Алсараева, С. В. Коновалов

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
ул. Кирова, 42,*

*654007 Новокузнецк, Россия*

*\*ОАО «ЕВРАЗ — Объединённый Западно-Сибирский металлургический  
комбинат»,*

*шоссе Космическое, 16,*

*654043 Новокузнецк, Россия*

*\*\*Национальный исследовательский Томский политехнический  
университет,*

*просп. Академический 2/3,*

*634055 Томск, Россия*

*\*\*\*Институт сильноточной электроники СО РАН,*

*просп. Академический, 2/3,*

*634055 Томск, Россия*

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен послойный анализ рельсов категорий: низкотемпературной надёжности, повышенной износостойкости и контактно-усталостной прочности, высшей категории качества после объёмной закалки и отпуска и дифференцированнозакалённых по различным режимам. Установлены количественные параметры дислокационной субструктуры, внутренних полей напряжений и структурно-фазовых состояний, образовавшихся по диффузионному и сдвиговому механизмам  $\gamma$ - $\alpha$ -превращения. Выполнены оценки механизмов упрочнения рельсов, качественно согласующиеся с результатами измерения твёрдости. Установлено, что плотность концентраторов напряжений достигает максимального значения у поверхности катания. Для объёмнозакалённых рельсов она выше, чем для дифференцированнозакалённых. Наиболее опасными концентраторами напряжений, которые преимущественно формируются в рельсах, подвергнутых объёмной закалке, являются границы раздела «глобулярные частицы цемента-матрица».

Методами просвітлювальної електронної дифракційної мікроскопії виконано пошарову аналізу рейок категорій: низькотемпературної надійності, підвищеної зносостійкості та контактної-втомної міцності, вищої категорії якості після об'ємного гартування та відпуску і диференційовано-загартованих за різними режимами. Встановлено кількісні параметри дислокаційної субструктури, внутрішніх полів напруг і структурно-фазових станів, що утворилися за дифузійним і зсувним механізмами  $\gamma$ - $\alpha$ -перетворення. Виконані оцінки механізмів зміцнення рейок якісно узгоджуються з результатами мірювання твердості. Встановлено, що густина концентраторів напруг сягає максимального значення біля поверхні катання. Для об'ємнозагартованих рейок вона вища, аніж для диференційовано-загартованих. Найбільш небезпечними концентраторами напруг, які переважно формуються в рейках, підданих об'ємному гартуванню, є роздільчі межі «глобулярні частинки цементиту-матриця».

The layer-by-layer analysis of the rails classes such as the low-temperature reliability, increased wear resistance, and contact-fatigue strength rails of the superior category of quality after the bulk hardening and tempering and differentially hardening in different regimes is carried out by methods of transmission electron diffraction microscopy of thin foils in the layers located on the roller surface and at the distance of 2 and 10 mm from it on the central axis and on the round corner. The quantitative parameters of dislocation substructure, internal stress fields, structural and phase states formed by diffusion and shear mechanisms of  $\gamma$ - $\alpha$ -transformation are established. The polycrystalline structure is formed in the surface layer of 10 mm thick, independently of the regime of hardening and rail category. The polycrystalline structure is presented by the pearlite grains of lamellar morphology, the ferrite grains, in the bulk of which one can observe the cementite particles of different shapes, and the grains of structurally free ferrite. The relative content of a given type of structure, depending on the hardening regime, rail category, and the depth of location of the layers, are studied. The main structural type of rail steel is pearlite of lamellar morphology with relative content changing in the range from 34% to 87%. Relative fraction of grains of ferrite-carbide mixture is slightly smaller (from 12% to 65% of steel structure). Relative volume fraction of grains of structurally free ferrite is small and is changed in the range from 1% to 5% of steel structure. Dispersion of pearlite structure is estimated, according to the value of interplate distance. As shown, the value of interplate distance is changed in the range from 105 nm to 200 nm. It depends on the regime of hardening, rail category, and distance to roller surface. The evaluation of rail strengthening mechanisms qualitatively being agreed with the hardness measurements is made. As established, the stress concentrator density reaches the maximum value at the tread contact surface. It is higher for the bulk-hardened rails than for differentially-hardened ones. As established, the ferrite component of steel structure is faulty. The dislocation substructures are revealed in the form of chaotically distributed dislocations, nets, cells, and fragments. In the ferrite of pearlite grains, only the first two types of dislocation substructure (namely, substructure of dislocation chaos and netlike dislocation substructure) are observed. The cellular and fragmentary dislocation substructures are re-

vealed only in grains of structurally free ferrite and grains of ferrite-carbide mixture. Scalar dislocation density in ferrite component of rail structure under study is changed in the wide range from  $2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$  to  $8 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ . By analysing the bend extinction contours, the sources of the internal-stress field concentrators are revealed. The most dangerous stress concentrators, which are predominantly formed in the rails subjected to the bulk hardening, are the 'globular cementite particles-matrix' interfaces.

**Ключевые слова:** рельсы, закалка, фазовый состав, дислокационная субструктура, внутренние поля напряжений.

*(Получено 18 ноября 2013 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Надёжная работа железных дорог во многом определяется качеством и эксплуатационной стойкостью основного элемента железнодорожного пути — рельсов, при этом широкий спектр требований, предъявляемых в связи с этим к качеству железнодорожных рельсов, требует внедрения новых технологий упрочнения рельсов [1–4]. Увеличение интенсивности движения и грузонапряжённости вызывает необходимость дальнейшего повышения надёжности и эксплуатационной стойкости рельсов и обуславливает более высокий уровень требований к ним по твёрдости, контактно-усталостной прочности, сопротивлению образованию контактно-усталостных дефектов и хрупкому разрушению.

Несмотря на значительные достижения в развитии технологии термической обработки железнодорожных рельсов, общей теории прокатки — эти вопросы изучены ещё недостаточно. Особенно это касается применения новых видов термоупрочнения [5–7]. Отечественная практика термического упрочнения рельсов в промышленных масштабах на протяжении более чем 30 лет была представлена технологией объёмной закалки рельсов в масле с отдельного печного нагрева и последующим высоким отпуском [2–4]. Данная технология, сыграв свою положительную роль на определённом этапе развития рельсового производства, к настоящему времени полностью себя исчерпала.

Современные мировые тенденции направлены на производство длинномерных (длиной до 120 м) дифференцированно термоупрочнённых рельсов [2–4]. Установление физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры в рельсах при закалке — одна из важнейших задач физического материаловедения. Экспериментальные исследования структур и фазового состава, формирующихся в сечении рельсов при закалке, очень важны для понимания физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно из-

менять структуру и эксплуатационные параметры. При этом получение необходимого комплекса высоких прочностных и пластических свойств требует понимания физических механизмов и природы структурно-фазовых изменений на всех масштабных уровнях: от макроуровня до наноуровня [5–9].

Целью настоящей работы является определение методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) структуры, фазового состава и дефектной субструктуры, формирующихся в рельсах различных категорий при объёмной и дифференцированной закалке на различном расстоянии от поверхности катания.

## 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использовали образцы объёмнозакалённых 25 метровых рельсов категорий «В», «ИК», «НЭ», а также образцы дифференцированно закалённых воздухом с прокатного нагрева 100 метровых рельсов категории «ДТ350» производства ОАО «Евраз — Объединённый Западно-Сибирский металлургический комбинат».

Категория «В» (ГОСТ Р 51685-2000) — это термоупрочнённые рельсы высшей категории качества, отвечающие более высоким требованиям по качеству поверхности, неметаллическим включениям, массовой доле кислорода, механическим свойствам, геометрическим параметрам и прямолинейности [3, 4, 10].

Категория «ИК» (ТУ 0921-125-01124328-2003) — заэвтектоидные рельсы повышенной износостойкости и контактно-усталостной прочности, предназначенные для наружных нитей кривых участков пути, с повышенным содержанием углерода до 0,85–0,95% и микролегированные ванадием и азотом [3, 4, 10].

Категория «НЭ» (ТУ 0921-118-01124328-2003) — рельсы низкой температурной надёжности, отвечающие повышенным требованиям по копровой прочности и ударной вязкости при отрицательных температурах, что достигается карбонитридным упрочнением вследствие микролегирования стали ванадием и азотом [3, 4, 10].

Элементный состав рельсовой стали регламентирован ГОСТ 51685-2000, ТУ 0921-125-01124328-2003, ТУ 0921-118-01124328-2003 и представлен (по содержанию основных элементов) в табл. 1.

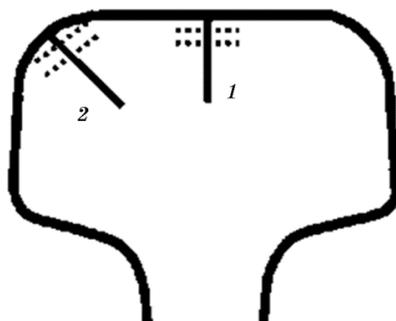
После прокатки рельсы прошли традиционную термообработку: нагрев до ~ 850°C, 50–52 мин. выдержка, закалка в масле, последующий отпуск при 460°C в печах с выдержкой 2 часа и дальнейшее охлаждение на воздухе.

После термической обработки рельсы имели следующие свойства: категория «В»:  $\sigma_B = 1290$  МПа,  $\sigma_T = 910$  МПа,  $\delta = 15,5\%$ ,  $\psi = 38\%$ , твёрдость на поверхности катания 385 НВ; категория «ИК»:

ТАБЛИЦА 1. Химический состав рельсовой стали.

Категория рельсов	Содержание химических элементов, %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V
«В»	0,71–0,82	0,75–1,05	0,25–0,60	0,025	0,025	0,20	0,20	0,20	0,020	0,03–0,15
«ИК»	0,85–0,95	0,65–1,10	0,30–0,60	0,020	0,015	0,20	0,15	0,20	0,004	0,08–0,15
«НЭ»	0,71–0,82	0,75–1,05	0,25–0,45	0,020	0,015	0,20	0,20	0,20	0,004	0,05–0,15

Примечание. Для категории «В» — требования ГОСТ Р 51685-2000 для стали марки Э76Ф; для категории «ИК» — требования ТУ 0921-125-01124328-2003 для стали марки Э90АФ; для категории «НЭ» — требования ТУ 0921-118-01124328-2003 для стали марки Э76Ф.



**Рис. 1.** Схема препарирования образца рельса при исследовании методами ПЭМ. Сплошными линиями выделены направления по центральной оси (1) и по выкружке (2); пунктирными линиями условно указаны места расположения слоев металла, использованных для приготовления фольг.

$\sigma_B = 1320$  МПа,  $\sigma_T = 940$  МПа,  $\delta = 10,5\%$ ,  $\psi = 40\%$ , твёрдость на поверхности катания 398 НВ; категория «НЭ»:  $\sigma_B = 1240$  МПа,  $\sigma_T = 910$  МПа,  $\delta = 13\%$ ,  $\psi = 42\%$ , твёрдость на поверхности катания 370 НВ;

Образцы из рельсовой стали марки Э76ХФ (ДТ350) (ТУ 0921-276-01124323-2012) № 1, 2, 3 после дифференцированной закалки по разным режимам имели следующие механические свойства: 1)  $\sigma_B = 1250$  МПа,  $\sigma_T = 850$  МПа,  $\delta = 12\%$ ,  $\psi = 37\%$ , твёрдость на поверхности катания 390 НВ; 2)  $\sigma_B = 1270$  МПа,  $\sigma_T = 860$  МПа,  $\delta = 10,5\%$ ,  $\psi = 40\%$ , твёрдость на поверхности катания 380 НВ; 3)  $\sigma_B = 1290$  МПа,  $\sigma_T = 880$  МПа,  $\delta = 11\%$ ,  $\psi = 37\%$ , твёрдость на поверхности катания 385 НВ.

Исследование структурно-фазового состояния и дефектной субструктуры рельсов осуществляли методами ПЭМ [11–13] тонких фольг вдоль двух направлений: по центральной оси и по выкружке в слоях, расположенных на поверхности катания и на расстоянии 2 мм и 10 мм от поверхности катания (рис. 1).

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

#### 3.1. Рельсы низкотемпературной надёжности

Твёрдость стали уменьшается с увеличением расстояния от поверхности катания, причём вдоль центральной оси интенсивнее по сравнению с направлением по выкружке (табл. 2), что, очевидно, обусловлено структурно-фазовым состоянием материала и его дефектной субструктурой.

Структура стали, независимо от направления исследования и расстояния исследуемого слоя от поверхности катания, представ-

ТАБЛИЦА 2. Твёрдость рельсов категории «НЭ».

Расстояние от поверхности катания, мм	Твёрдость по центральной оси, HRC	Твёрдость по выкружке, HRC
2	36,2	35,3
10	32,6	33,3

лена зёрнами перлита пластинчатой морфологии (рис. 2, *а*), зёрнами феррита, в объёме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы (далее по тексту, зерна феррито-карбидной смеси) (рис. 2, *б*) и зёрнами структурно свободного феррита (зёрнами феррита, не содержащими в объёме частиц карбидной фазы) (рис. 2, *в*).

Основной структурной составляющей стали являются зерна пластинчатого перлита и зерна феррито-карбидной смеси. Относительное содержание первых (зерна пластинчатого перлита) изменяется в пределах от 0,47 до 0,74, вторых (зерна феррито-карбидной смеси)

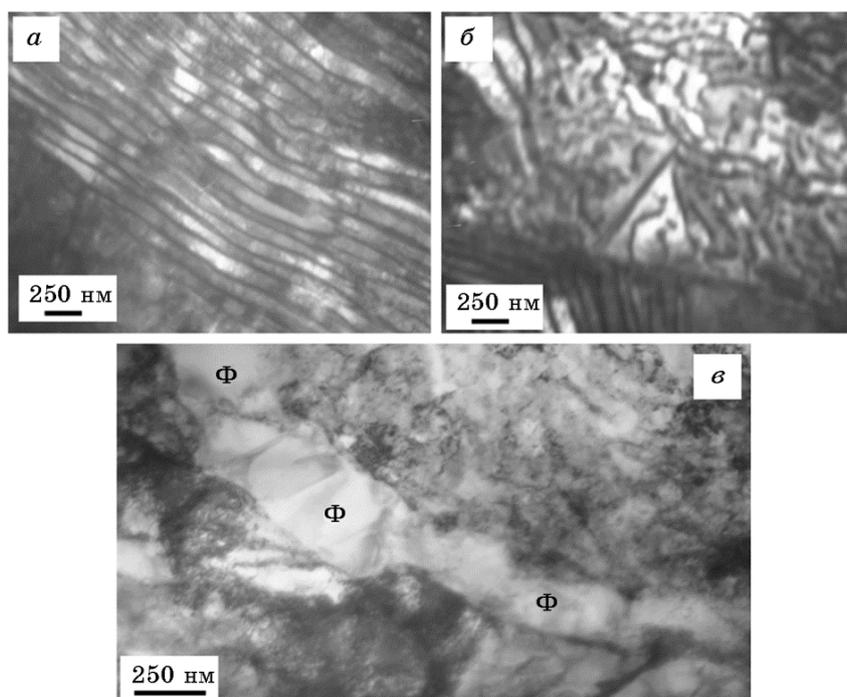


Рис. 2. Структура рельсовой стали, выявленная методами ПЭМ; Φ — зерно структурно свободного феррита.

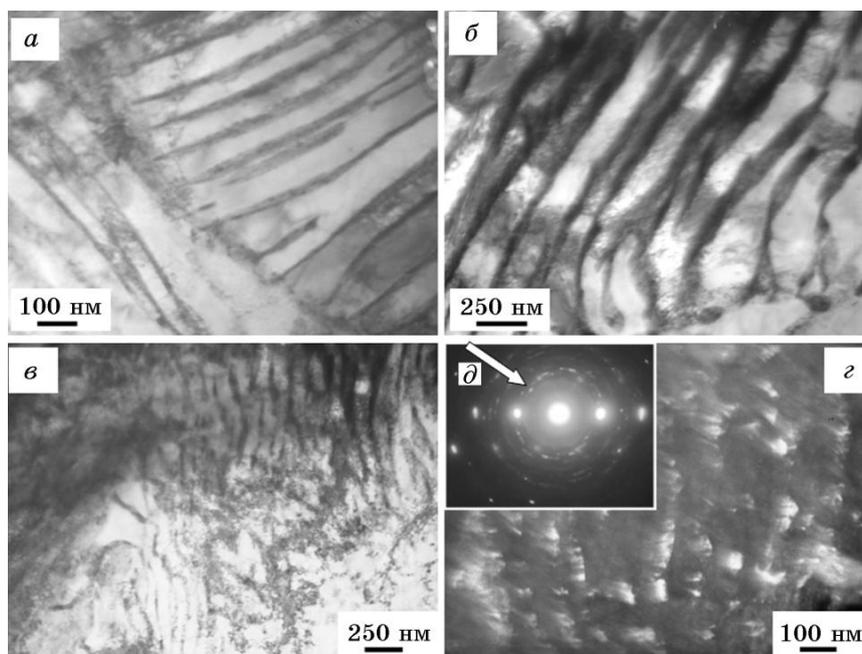
**ТАБЛИЦА 3.** Относительное содержание структурных составляющих рельсовой стали.

Расстояние от поверхности катания, мм	По центральной оси			По выкружке		
	V(1)	V(2)	V(3)	V(1)	V(2)	V(3)
2	0,55	0,42	0,03	0,47	0,50	0,03
10	0,74	0,21	0,05	0,61	0,36	0,03

Примечание: V(1) — относительное содержание зёрен перлита; V(2) — относительное содержание зёрен феррито-карбидной смеси; V(3) — относительное содержание зёрен структурно-свободного феррита.

— в пределах от 0,21 до 0,50 структуры стали (табл. 3). Относительная объёмная доля зёрен структурно свободного феррита сравнительно мала (0,03–0,05 структуры стали).

Анализируя результаты, приведённые в табл. 3, можно отметить, что независимо от направления исследования с увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зёрен



**Рис. 3.** ПЭМ-изображения пластинчатого перлита рельсовой стали; *a–в* — светлые поля; *г* — тёмное поле, полученное в рефлексе [201] Fe<sub>3</sub>C; *д* — микроэлектронограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле.

пластинчатого перлита и зёрен структурно свободного феррита увеличивается, а зёрен феррито-карбидной смеси снижается. Учитывая результаты, представленные в табл. 2, можно предположить, что снижение твердости стали с увеличением расстояния от поверхности катания обусловлено снижением относительного содержания в материале зёрен феррито-карбидной смеси.

Как известно, пластинчатый перлит — эвтектоидная смесь феррита и цементита, в которой обе фазы имеют форму пластинок [14]. Отмечается, что с увеличением переохлаждения растёт число колоний перлита, а сами пластинки становятся более тонкими. При этом, чем дисперснее структура пластинчатого перлита, тем выше прочность стали и ниже критическая температура её хладноломкости [14–16]. Выполненные нами исследования показывают, что пластинчатый перлит рельсовой стали характеризуется наличием различного рода несовершенств: наблюдаются ферритные мостики (участки феррита, разделяющие пластину цементита) (рис. 3, а), пластины цементита искривлены и не параллельны друг другу, имеют различного типа сrostки (рис. 3, б, в). Методами темнопольного анализа выявляется дефектная субструктура пластин цементита. А именно, пластины цементита разделены на фрагменты, размеры которых составляют 30–50 нм (рис. 3, г).

Дисперсность структуры перлита оценивали по межпластинчатому расстоянию — суммарной ширине двух рядом расположенных пластин: феррита и цементита. Результаты данных оценок приведены в табл. 4. Анализируя представленные результаты, можно отметить, что межпластинчатое расстояние увеличивается при переходе от слоя, расположенного на глубине 2 мм к слою, расположенному на глубине 10 мм.

Представленные в табл. 4 результаты свидетельствуют о том, что с увеличением расстояния от поверхности катания, во-первых, уменьшается скорость переохлаждения стали и, во-вторых, увеличиваются размеры пластин и, следовательно, снижается прочность стали, что подтверждается результатами, полученными при определении твердости материала (табл. 2).

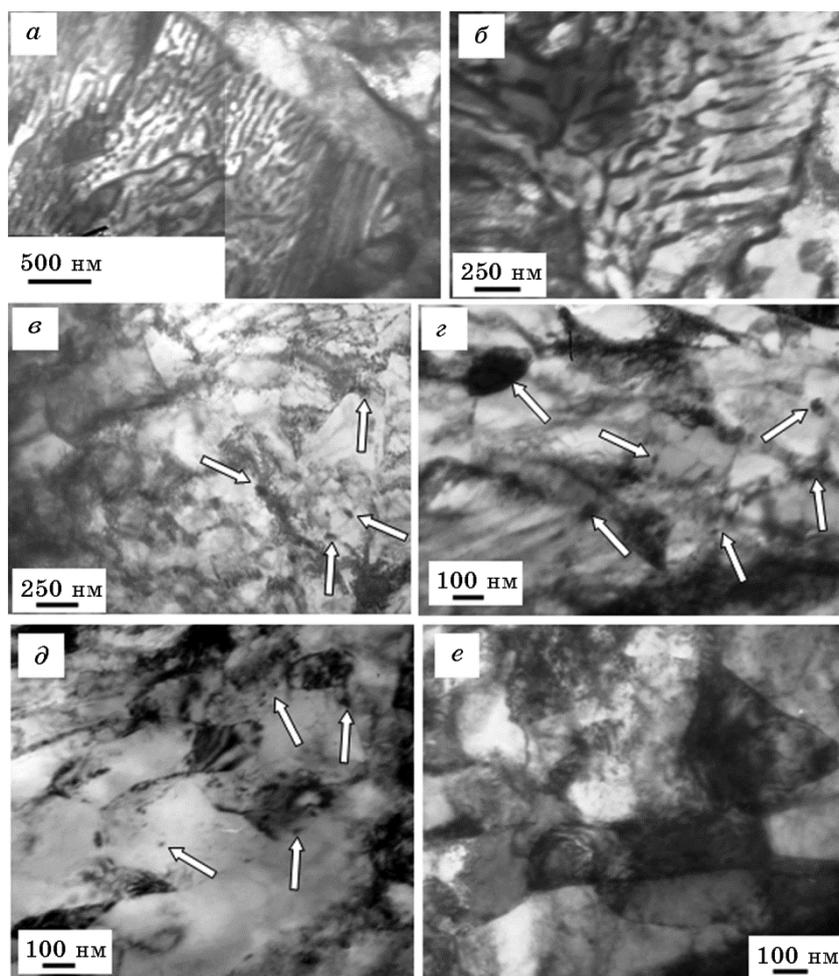
Второй основной составляющей структуры стали являются зерна феррито-карбидной смеси, характеризующиеся наличием в объёме

**ТАБЛИЦА 4.** Межпластинчатые расстояния в зёрнах перлита рельсовой стали.

Расстояние от поверхности катания, мм	$h$ , нм (по центральной оси)	$h$ , нм (по выкружке)
2	95	80
10	132	110

зёрен феррита (твёрдый раствор на основе  $\alpha$ -железа) частиц карбидной фазы, размеры, форма и взаимное расположение которых изменяются в широких пределах. Выполненные в настоящей работе исследования позволяют выделить три характерных типа таких зёрен, различающихся морфологией присутствующих в них частиц карбидной фазы и состоянием дефектной субструктуры.

Во-первых, зерна феррита, в объёме которых располагаются частицы цементита, имеющие форму преимущественно коротких изогнутых пластинок (далее по тексту «зерна первого типа») (рис. 4, а, б). Взаимное расположение частиц (часто в виде строчек) и их преимущественно пластинчатая форма позволяют предположить, что



**Рис. 4.** ПЭМ-изображения зёрен феррито-карбидной смеси (стрелками указаны частицы карбидной фазы).

зерна первого типа сформировались по диффузионному механизму и являются аналогом зёрен перлита, отличаясь от последних высоким уровнем несовершенства цементита.

Во-вторых, зерна феррита, в объёме которых выявляются частицы карбидной фазы преимущественно округлой формы (далее по тексту «зерна второго типа») (рис. 4, *в, з*). Как правило, такие зерна разделены на субзёрна, размеры которых изменяются в пределах от 200 нм до 350 нм (рис. 4, *в*). Субзёрна имеют неравноосную форму и ориентированы по отношению друг к другу хаотически (рис. 4, *в*), либо располагаются параллельными рядами, формируя пластинчатую структуру (рис. 4, *д, е*). Частицы карбидной фазы располагаются в объёме субзёрен и на их границах (рис. 4, *в-е*). Размеры частиц, расположенных в объёме субзёрен, изменяются в пределах от 10 нм до 30 нм; расположенных на границах субзёрен — в пределах от 30 нм до 150 нм.

Взаимное расположение субзёрен, формирующих пластинчатую структуру, сравнительно небольшое количество частиц карбидной фазы (по сравнению с зёрнами первого типа и зёрнами перлита), форма частиц и их расположение в структуре субзёрен, позволяют предположить, что зёрна второго типа сформировались по сдвиговому механизму и являются продуктами термического преобразования пакетного мартенсита, имеющего место при отпуске стали.

В-третьих, зерна феррито-карбидной смеси, в объёме которых наблюдается пластинчатая структура, формирующая параллельные ряды (пакеты), характерные для структуры пакетного мартенсита (рис. 5, *а-в*). Микроэлектроннограммы, полученные с таких зёрен (далее по тексту «зерна третьего типа»), имеют квазикольцевой характер, что указывает на высокий уровень дисперсности структуры  $\alpha$ -фазы (рис. 5, *з*). Действительно, выполненные оценки показали, что поперечные размеры пластинок изменяются в пределах от 40 нм до 60 нм. Размеры частиц карбидной фазы, присутствующих

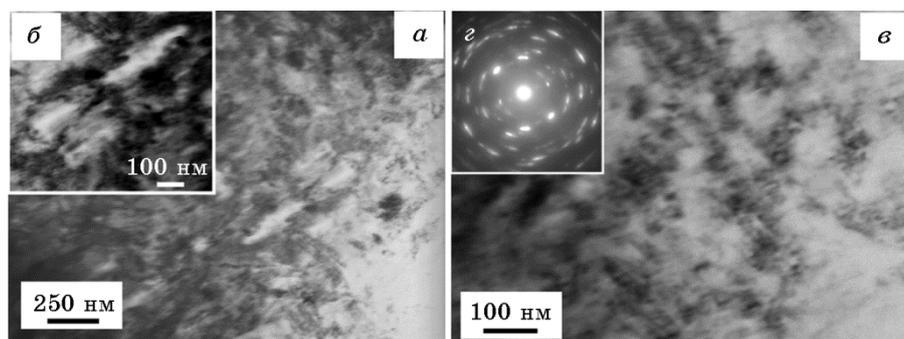


Рис. 5. ПЭМ-изображения структуры рельсовой стали; *а-в* — светлые поля; *з* — микроэлектроннограмма.

**ТАБЛИЦА 5.** Относительное содержание зёрен первого, второго и третьего типа в рельсовой стали.

Расстояние от поверхности катания, мм	По центральной оси			По выкружке		
	$W(1)$	$W(2)$	$W(3)$	$W(1)$	$W(2)$	$W(3)$
2	0,89	0,10	~0,01	0,75	0,24	~0,01
10	0,93	0,06	~0,01	0,82	0,17	~0,01

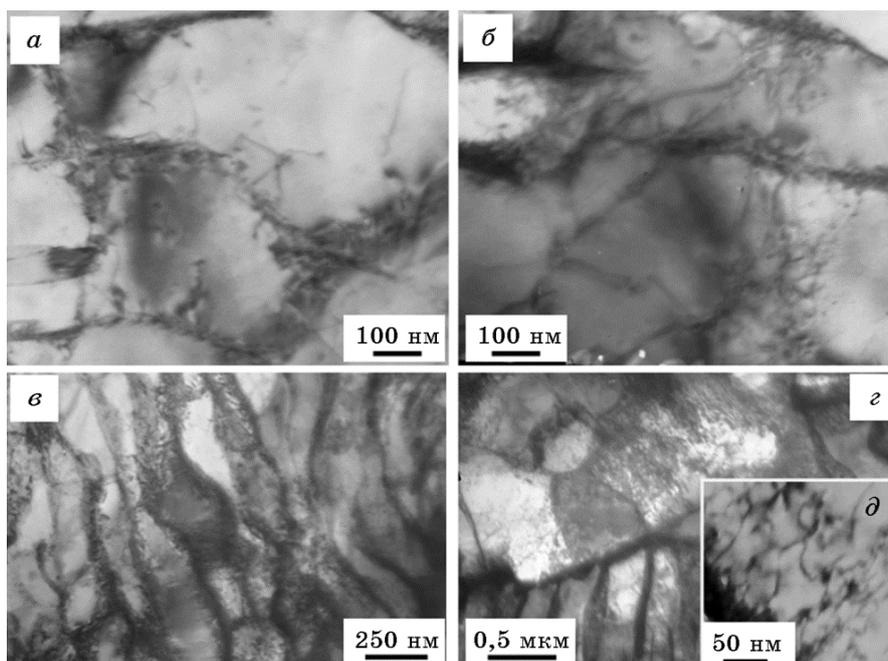
Примечание:  $W(1)$ ,  $W(2)$ ,  $W(3)$  — относительное содержание зёрен первого, второго и третьего типа.

в таких зёрнах и имеющих округлую форму, 20–30 нм (рис. 5, в). Можно предположить (следуя морфологии  $\alpha$ -фазы), что зерна третьего типа также сформировались по сдвиговому механизму.

Относительное содержание в рельсовой стали зёрен первого, второго и третьего типа (по отношению к объёму материала, занятого зёрнами феррито-карбидной смеси) представлено в табл. 5. Видно, что основным типом зёрен феррито-карбидной смеси являются зерна первого типа, однако относительное их содержание зависит и от направления анализа структуры (по центральной оси зёрен первого типа больше, чем по выкружке), и от расстояния исследуемого слоя от поверхности катания (с увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зёрен первого типа возрастает). Принимая во внимание тот факт, что структура зёрен второго типа сформировалась в результате сдвигового превращения, можно констатировать, что представленные в табл. 5 результаты свидетельствуют о снижении скорости переохлаждения стали с увеличением расстояния от поверхности катания (что согласуется с выводами, сделанными на основании результатов, представленных в табл. 4).

Ферритная составляющая структуры стали (зерна структурно свободного феррита, ферритная составляющая зёрен перлита и зёрен феррито-карбидной смеси) дефектна, а именно, характеризуется присутствием дислокаций. ПЭМ-методами выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределённых дислокаций, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры (рис. 6). В феррите перлитных зёрен наблюдаются лишь первые два типа дислокационной субструктуры (субструктура дислокационного хаоса и, значительно реже, сетчатая дислокационная субструктура); ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры обнаруживаются лишь в зёрнах феррито-карбидной смеси и в зёрнах структурно свободного феррита.

Скалярная плотность дислокаций в феррите перлитных зёрен изменяется в пределах от  $\sim 1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $\sim 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В среднем эта величина составляет  $2,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Скалярная плотность дислока-



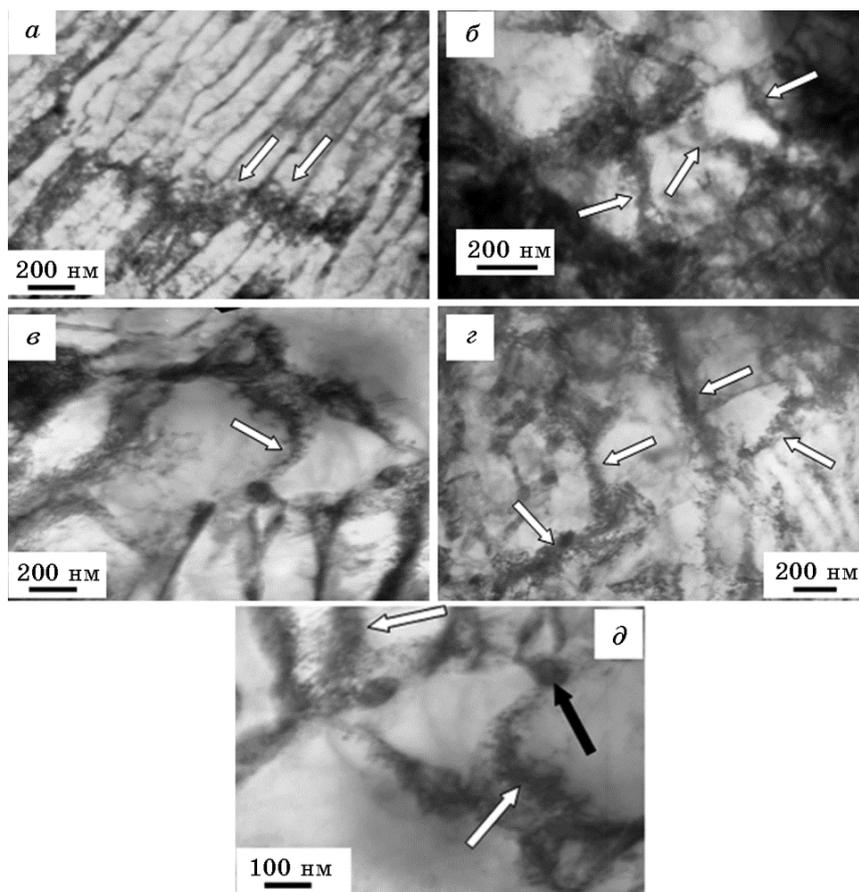
**Рис. 6.** Типы дислокационных субструктур рельсовой стали: *а* — дислокационный хаос; *б* — сетки и скопления дислокаций; *в* — ячейки; *г* — субзёрна; *д* — субструктура дислокационного хаоса, присутствующая в ячеистой и субзёрненной структуре.

ций в зёрнах феррито-карбидной смеси изменяется в пределах от  $\sim 3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $\sim 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В среднем эта величина составляет  $5,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , т.е. в  $\sim 2,3$  раза превышает скалярную плотность дислокаций зёрен перлита. Максимального значения скалярная плотность дислокаций достигает вблизи глобулярных частиц карбидной фазы и составляет  $\sim 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Следует отметить, что в пределах ошибки измерения [11–13] величина скалярной плотности дислокаций в соответствующих структурных составляющих стали не зависит от расстояния анализируемого слоя до поверхности образца.

ПЭМ-исследования структуры стали выявили изгибные контуры экстинкции [11] (рис. 7). Наличие в структуре материала изгибных контуров экстинкции указывает на изгиб-кручение кристаллической решётки данной области материала, а, следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу и, соответственно, упрочняющие материал. Анализируя изгибные контуры экстинкции, можно указать источники внутренних полей напряжений и их относительную величину, т.е. выявить концентраторы напряжений. В результате выполненных исследований установлено, что источниками внутренних полей напряжений явля-

ются границы раздела пластин цементита зёрен перлита (рис. 7, а), границы раздела зёрен перлита и зёрен феррита (рис. 7, б), зёрен феррита (рис. 7, в). В данном случае контур начинается от границы раздела пластин и зёрен. Довольно часто источниками полей напряжений являются частицы второй фазы, расположенные по границам и в объёме зёрен (рис. 7, в–д). Экспериментально показано, что упрочнение материала вследствие изгиба-кручения кристаллической решётки, оказываемое внутренними полями напряжений, обратно пропорционально ширине изгибного экстинкционного контура [17, 18]. Следовательно, оценив ширину контура, можно оценить и относительную величину упрочнения материала, вносимого внутренними полями напряжений. Выполненные оценки показывают, что средняя ширина изгибных контуров экстинкции, выявляемых в зёрнах перлита, 70 нм. Средняя ширина изгибных контуров экстинкции, выявляемых в зёрнах феррито-карбидной смеси, 35 нм. Следовательно, вклад полей напряжений в прочность зёрен феррито-карбидной смеси в  $\sim 2$  раза выше, по сравнению с зёрнами пластинчатого перлита.

Таким образом, выполненный послойный ПЭМ анализ фазового состава и дефектной субструктуры рельсов низкотемпературной надёжности позволяет высказать суждения о физических механизмах, приводящих к снижению твердости стали при удалении от поверхности катания. Во-первых, это механизм, обусловленный масштабным фактором: в соответствии с законом Холла–Петча [12, 19] с увеличением размера зёрен (субзёрен) прочность материала снижается. В исследуемой нами рельсовой стали снижение твердости с увеличением расстояния от поверхности катания обусловлено увеличением расстояния между пластинами феррита (табл. 4) и увеличением относительного содержания зёрен пластинчатого перлита (табл. 3). Во-вторых, это механизм, основанный на упрочнении материала дислокационной субструктурой [19, 20], согласно которому, прочность материала увеличивается с увеличением скалярной плотности дислокаций. Выполненные в настоящей работе исследования показывают, что в зёрнах феррито-карбидной смеси величина скалярной плотности дислокаций в  $\sim 2,3$  раза превышает скалярную плотность дислокаций зёрен перлита. Следовательно, снижение относительного содержания в стали зёрен феррито-карбидной смеси с увеличением расстояния от поверхности катания (табл. 3) будет способствовать уменьшению вклада в упрочнение стали от дислокационной субструктуры и, соответственно этому, снижению твердости стали. В-третьих, это механизм, основанный на упрочнении материала внутренними полями напряжений [17, 18]. Как показали настоящие исследования, вклад внутренних полей напряжений в прочность зёрен феррито-карбидной смеси в  $\sim 2$  раза выше, по сравнению с зёрнами пластинчатого перлита.



**Рис. 7.** Изгибные экстинкционные контуры (указаны стрелками), присутствующие на ПЭМ-изображениях структуры рельсовой стали. Темной стрелкой обозначена частица второй фазы, являющаяся источником полей напряжений.

Следовательно, как уже отмечалось выше, снижение относительно содержания в стали зёрен феррито-карбидной смеси с увеличением расстояния от поверхности катания будет способствовать уменьшению вклада в упрочнение стали, обусловленного внутренними полями напряжений.

### 3.2. Рельсы повышенной износостойкости и контактно-усталостной прочности

В отличие от рельсов категории «НЭ», твёрдость рельсов категории «ИК» незначительно возрастает с увеличением расстояния от по-

**ТАБЛИЦА 6.** Твёрдость рельсов категории «ИК».

Расстояние от поверхности катания, мм	Твёрдость по центральной оси, HRC	Твёрдость по выкружке, HRC
2	37,2	38,4
10	38,0	39,3

верхности катания и при переходе от центральной оси к выкружке (табл. 6).

Основной структурной составляющей стали являются зерна пластинчатого перлита, относительное содержание которых изменяется в пределах от 0,69 до 0,83. В меньшем количестве в стали присутствуют зерна феррито-карбидной смеси (от 0,13 до 0,27 структуры стали) (табл. 7). Относительная объёмная доля зёрен структурно свободного феррита сравнительно мала (0,03–0,04 структуры стали).

Видно, что независимо от направления исследования с увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зёрен пластинчатого перлита снижается, а зёрен феррито-карбидной смеси увеличивается. Учитывая результаты, представленные в табл. 6, можно предположить, что повышение твердости стали с увеличением расстояния от поверхности катания обусловлено увеличением относительного содержания в материале зёрен феррито-карбидной смеси. Межпластинчатое расстояние варьируется в пределах от 87 нм до 100 нм и практически не изменяется при переходе от слоя, расположенного на глубине 2 мм к слою, расположенному на глубине 10 мм (табл. 8).

Эти результаты свидетельствуют о том, что дисперсность структуры пластинчатого перлита не зависит от глубины анализируемого слоя и направления исследования материала и, следовательно, не

**ТАБЛИЦА 7.** Относительное содержание структурных составляющих рельсовой стали.

Расстояние от поверхности катания, мм	По центральной оси			По выкружке		
	V(1)	V(2)	V(3)	V(1)	V(2)	V(3)
2	0,72	0,25	0,03	0,83	0,13	0,04
10	0,69	0,27	0,04	0,73	0,23	0,04

Примечание: V(1) — относительное содержание зёрен перлита; V(2) — относительное содержание зёрен феррито-карбидной смеси; V(3) — относительное содержание зёрен структурно свободного феррита.

**ТАБЛИЦА 8.** Межпластинчатые расстояния в зёрнах перлита рельсовой стали.

Расстояние от поверхности катания, мм	$h$ , нм (по центральной оси)	$h$ , нм (по выкружке)
2	100	87
10	97	90

может оказывать влияние на выявленную зависимость твердости стали от расстояния до поверхности катания (см. табл. 6).

В отличие от рельсов категории «НЭ», во второй составляющей структуры стали — зёрнах ферриты-карбидной смеси наблюдаются лишь первые два характерных типа зёрен, различающихся морфологией присутствующих в них частиц карбидной фазы и состоянием дефектной субструктуры.

Зерна второго типа разделены на субзёрна, размеры которых изменяются в пределах от 200 нм до 500 нм. Субзёрна имеют неравноосную форму и ориентированы по отношению друг к другу хаотически, либо располагаются параллельными рядами, формируя пластинчатую структуру. Частицы карбидной фазы располагаются в объёме субзёрен и на их границах. Размеры частиц, расположенных в объёме субзёрен, изменяются в пределах от 10 нм до 30 нм; расположенных на границах субзёрен — в пределах от 40 нм до 150 нм.

Анализ взаимного расположения этих субзёрен, формы частиц карбидной фазы и их нахождение в структуре субзёрен, позволяют предположить, что они, как и в рельсах категории «НЭ», сформировались по сдвиговому механизму и являются продуктами термического преобразования пакетного мартенсита, имеющего место при отпуске стали. Основным типом зёрен феррито-карбидной смеси являются зерна первого типа, однако относительное их содержание зависит и от направления анализа структуры (по центральной оси их немного больше, чем по выкружке), и от расстояния исследуемого слоя от поверхности катания (с увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зёрен первого типа возрастает). Относительное содержание зёрен второго типа вдоль направления исследования «по центральной оси» в ~ 2 раза выше, чем вдоль направления исследования «по выкружке» и не зависит от расстояния до поверхности катания (табл. 9).

Дислокационная субструктура в ферритной составляющей структуры рельсов представлена хаотически распределёнными дислокациями и сетками. Скалярная плотность дислокаций в феррите перлитных зёрен изменяется в пределах от  $\sim 3,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $\sim 4,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  и уменьшается (независимо от направления исследо-

**ТАБЛИЦА 9.** Относительное содержание зёрен первого и второго типа (остальное — зерна перлита и структурно свободного феррита).

Расстояние от поверхности катания, мм	По центральной оси		По выкружке	
	W(1)	W(2)	W(1)	W(2)
2	0,18	0,07	0,10	0,03
10	0,20	0,07	0,19	0,04

вания рельса) с ростом расстояния от поверхности катания (табл. 10). Скалярная плотность дислокаций в зёрнах феррито-карбидной смеси изменяется в пределах от  $\sim 4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $\sim 5,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  и увеличивается (независимо от направления исследования рельса) с ростом расстояния от поверхности катания (табл. 10). Скалярная плотность дислокаций в зёрнах структурно свободного феррита не зависит от направления исследования и расстояния от поверхности катания и составляет  $\sim 2,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Независимо от направления исследования и расстояния от поверхности катания скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей зёрен пластинчатого перлита ниже, чем в зёрнах феррито-карбидной смеси.

Следует отметить, что если в зёрнах перлита дислокации распределены практически равномерно по объёму пластин феррита, то в зёрнах феррито-карбидной смеси вблизи частиц карбидной фазы плотность дислокаций может в 2–3 раза превышать среднюю по объёму зерна плотность дислокаций. Данное обстоятельство даёт основание предположить, что основной причиной формирования дислокационной субструктуры в зёрнах перлита и зёрнах феррито-карбидной смеси являются термические напряжения, формирующиеся в процессе охлаждения стали вдоль границы раздела карбид–матрица.

**ТАБЛИЦА 10.** Скалярная плотность дислокаций в структурных составляющих рельсовой стали ( $10^{10}, \text{ см}^{-2}$ ).

Расстояние от поверхности катания, мм	По центральной оси				По выкружке			
	$\rho_1$	$\rho_2$	$\rho_3$	$\rho_4$	$\rho_1$	$\rho_2$	$\rho_3$	$\rho_4$
2	4,3	4,5	4,8	2,0	4,3	4,5	5,0	2,0
10	4,0	5,4	5,0	2,0	3,5	5,2	5,0	2,0

Примечание:  $\rho_1$  — скалярная плотность дислокаций, выявленных в зёрнах перлита;  $\rho_2$  — скалярная плотность дислокаций, выявленных в зёрнах феррито-карбидной смеси (зерна первого типа);  $\rho_3$  — скалярная плотность дислокаций, выявленных в зёрнах феррито-карбидной смеси (зерна второго типа);  $\rho_4$  — скалярная плотность дислокаций, выявленных в зёрнах структурно свободного феррита.

Анализ изгибных контуров экстинкции, присутствующих на ПЭМ изображениях структуры рельсов, позволил установить, что источниками внутренних полей напряжений, как и для рельсов категории «НЭ», являются границы раздела пластин цементита зёрен перлита, границы раздела зёрен перлита и зёрен феррита, зёрен феррита. Довольно часто источниками полей напряжений являются частицы второй фазы, расположенные по границам и в объёме зёрен. Средняя ширина изгибных контуров экстинкции, выявляемых в зёрнах перлита, 60 нм, а в зёрнах феррито-карбидной смеси вблизи частиц карбидной фазы, 30 нм. Следовательно, вклад полей напряжений в прочность зёрен феррито-карбидной смеси в  $\sim 2$  раза выше, по сравнению с зёрнами пластинчатого перлита.

### 3.3. Рельсы высшей категории качества

Как и для двух предыдущих категорий объёмнозакалённых рельсов ПЭМ-анализом по морфологическому признаку были выделены те же структурные составляющие рельсовой стали: перлит пластинчатый, относительное содержание — 0,68, зерна ферритно-карбидной смеси (0,28) и зерна структурно свободного феррита. Пластинчатый перлит рельсовой стали морфологически и структурно несовершенен. Структурные несовершенства пластин феррита колоний перлита связаны с наличием в них дислокационной субструктуры.

Установлено, что дислокации в ферритных пластинах могут быть распределены хаотически или формировать сетчатую субструктуру. Скалярная плотность хаотически распределённых дислокаций  $\sim 1,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Сетчатая дислокационная субструктура в колонии перлита, как правило, формируется в ферритных мостиках, скалярная плотность дислокаций в такой структуре достигает  $\sim 5,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Дефектными являются и пластины цементита. При исследовании перлита тёмнопольным методом выявляется блочная структура пластин цементита. Размеры блоков изменяются в пределах 15–25 нм.

Зерна структурно свободного феррита располагаются вдоль границ зёрен перлита в виде протяжённых прослоек или цепочек отдельных зёрен, поперечные размеры которых изменяются в пределах от  $\sim 0,5$  мкм до  $\sim 2,0$  мкм. В объёме зёрен структурно свободного феррита присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределённых дислокаций, а также сетчатая и фрагментированная дислокационная субструктура. При этом в объёме фрагментов наблюдается дислокационная субструктура в виде сеток и хаотически распределённых дислокаций. Скалярная плотность хаотически распределённых дислокаций  $\sim 1,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ; скалярная плотность дислокаций, формирующих сетки,  $\sim 4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Как и для рельсов категории низкотемпературной надёжности по

форме и взаимному расположению частиц цементита зерна феррито-карбидной смеси можно условно разделить на три подгруппы. К первой относятся зерна, в которых частицы цементита имеют форму коротких пластин. По морфологическому признаку такую структуру можно отнести к структуре, формирующейся по бейнитному механизму, а именно, к верхнему бейниту [14]. Ко второй подгруппе относятся зерна, в которых частицы цементита округлой формы расположены хаотически в объёме зерна. Можно предположить, что такие зерна сформировались по диффузионному механизму и являются глобулярным перлитом [16]. В третьей подгруппе зёрен частицы цементита округлой (глобулярной) формы расположены параллельными рядами. По-видимому, структура данных зёрен сформировалась по сдвиговому механизму и является пакетным мартенситом [14]. Выделение частиц цементита по границам кристаллов является результатом отпуска закалочной структуры.

В объёме зёрен первой и третьей подгрупп присутствует преимущественно сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой  $(5-6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В зёрнах второй подгруппы наблюдается сетчатая, ячеисто-сетчатая дислокационные субструктуры, а также дислокации, распределённые хаотически. Довольно часто в границах ячеек, а также в объёме ячеек присутствуют частицы карбидной фазы. В первом случае размеры частиц 30–50 нм; во втором — 10–15 нм. Скалярная плотность дислокаций в зёрнах феррито-карбидной смеси изменяется в весьма широких пределах: от  $1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  в областях со структурой дислокационного хаоса до  $(7-8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  в сетчатой субструктуре, расположенной вблизи частиц карбидной фазы. Следует отметить, что отпуск стали сопровождается разрушением малоугловых границ кристаллов пакетного мартенсита. В этом случае формируются области (субзёрна) размерами до 0,5 мкм.

Послойные исследования рельсов позволили проанализировать формирование градиентов структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры (табл. 11). Видно, что к градиентным характеристикам исследуемой стали можно отнести лишь относительное содержание морфологических составляющих структуры стали. Межпластинчатое расстояние  $d$  (пластина цементита + пластина феррита) перлита и скалярная плотность дислокаций  $\rho$  в соответствующих структурных составляющих стали (ферритная составляющая зёрен перлита или зерна феррито-карбидной смеси) сравнительно слабо зависят от расстояния анализируемого слоя до поверхности образца и направления исследования (по центральной оси или по выкружке) и не могут быть использованы в качестве параметров, характеризующих градиентность структуры стали.

Представленные в таблице значения относительного содержания морфологических составляющих структуры стали характеризуют

**ТАБЛИЦА 11.** Изменение содержания морфологических составляющих структуры стали категории «В», межпластинчатого расстояния и скалярной плотности дислокаций по сечению рельсов.

Параметр	Расстояние от поверхности катания			
	2 мм		10 мм	
	По центральной оси	По выкружке	По центральной оси	По выкружке
$V(1)$	0,58	0,79	0,70	0,65
$V(2)$	0,38	0,24	0,18	0,30
$V(3)$	0,04	0,03	0,06	0,05
$W(1)$	0,21	0,06	0,05	0,17
$W(2)$	0,11	0,05	0,12	0,02
$W(3)$	0,06	0,07	0,03	0,11
$d$ , нм	85	80	100	100
$\rho(1)$ , $10^{10}$ , см <sup>-2</sup>	2,6	3,9	2,1	2,5
$\rho(2)$ , $10^{10}$ , см <sup>-2</sup>	6,6	4,4	5,1	6,3

Примечание:  $V(1)$  — относительное содержание зёрен перлита, зёрен феррито-карбидной смеси —  $V(2)$  и зёрен структурно свободного феррита —  $V(3)$ ;  $W(1)$  — относительное содержание зёрен глобулярного перлита, бейнита —  $W(2)$ , мартенсита —  $W(3)$ , остальное — зерна перлита и структурно свободного феррита;  $d$  — межпластинчатое расстояние в перлите;  $\rho(1)$  — скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей зёрен перлита и  $\rho(2)$  — в зёрнах феррито-карбидной смеси.

макроградиент материала, т.е. градиент, усреднённый по некоторой совокупности зёрен. Параметром структуры, характеризующим микроградиент стали и выявленным в настоящей работе, является величина кривизны-кручения кристаллической решётки материала.

Средняя ширина изгибных контуров экстинкции, выявляемых в зёрнах перлита, т.е. контуров, формирующихся от границы раздела пластин цементита и феррита, 80 нм, а в зёрнах феррито-карбидной смеси, т.е. генерируемых глобулярными частицами, 25 нм. Следовательно, границы раздела частица-матрица являются наиболее значимыми концентраторами напряжений и могут быть отнесены к предпочтительным местам формирования трещин.

Наличие на электронно-микроскопических изображениях изгибных контуров экстинкции, как уже отмечалось выше, указывает на изгиб-кручение кристаллической решётки данной области материала, а, следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу [11, 13].

Изгиб кристаллической решётки материала может быть, во-первых, чисто упругим, создаваемым полями напряжений, накопленными из-за несовместности деформации, например, зёрен поликристалла [21, 22], пластичного материала с недеформируемыми частицами [23]. Источниками полей напряжений упругого происхождения, которые возникают в основном при неоднородной деформации материала, являются стыки и границы зёрен поликристаллов [21, 22], дисперсные недеформируемые частицы [23], в некоторых случаях — трещины [24]. Во-вторых, пластическим, если изгиб создаётся дислокационными зарядами, т.е. избыточной плотностью дислокаций, локализованной в некотором объёме материала [25–27], и, в-третьих, упругопластическим, когда в материале присутствуют оба источника полей.

Процедура оценки величины внутренних полей напряжений по соответствующим экстинкционным контурам заключается в определении изгиба–кручения кристаллической решётки. Для этой цели измеряется либо скорость перемещения экстинкционного контура при изменении угла наклона гониометра, либо ширина экстинкционного контура [28]. Специальными опытами с одновременным использованием обоих приёмов установлено, что ширина контура в величинах разориентировок в сталях составляет  $\sim 1$  градус [17, 18, 28]. Амплитуда кривизны–кручения  $\chi$  определяется величиной градиента непрерывной разориентировки:

$$\chi = \frac{\partial\varphi}{\partial\ell}, \quad (1)$$

где  $\partial\varphi$  — изменение ориентировки отражающей плоскости фольги,  $\partial\ell$  — величина перемещения изгибного контура [17, 18, 28].

Тестирующие оценки, выполненные на закалённых сталях [17, 18, 29], а также на сталях, подвергнутых различным степеням и видам деформирования [17, 18, 29], показали, что разумные значения величины внутренних полей напряжений могут быть получены с использованием следующего соотношения:

$$\sigma_i = Gt \frac{\partial\varphi}{\partial\ell} \approx 10^{-2} G \frac{t}{h}, \quad (2)$$

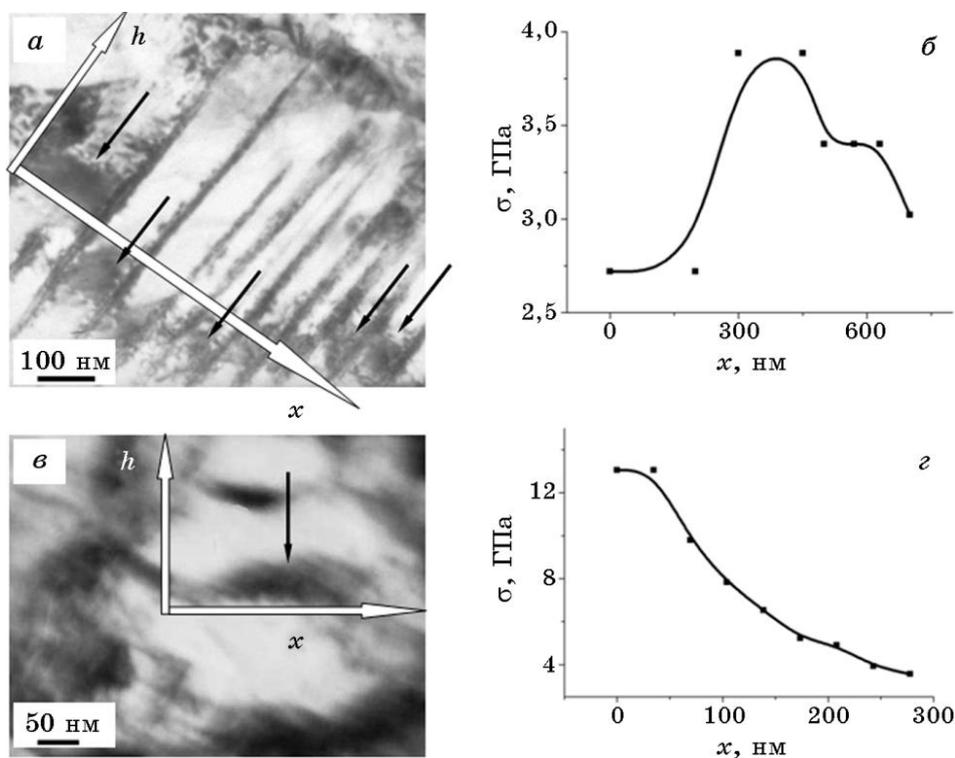
где  $h$  — поперечный размер изгибного экстинкционного контура;  $t$  — толщина фольги;  $G$  — модуль сдвига стали.

Таким образом, морфология изгибных экстинкционных контуров характеризует градиент изгиба–кручения кристаллической решётки материала, величина поперечного размера контуров — амплитуду изгиба–кручения кристаллической решётки [17, 18, 29]. Изучая характер и расположение экстинкционных изгибных контуров в структуре материала, можно сделать определённое за-

ключение об источниках (концентраторах) внутренних полей напряжений, объёмах их локализации и путях компенсации.

На рисунке 8 приведены градиенты кривизны–кручения кристаллической решётки рельсовой стали, формируемые в зерне перлита (рис. 8, а, б) и зерне феррито-карбидной смеси у частиц цемента (рис. 8, в, г). Анализируя представленные результаты, можно отметить, что в перлите экстинкционные контуры простираются, как правило, от одной границы колонии до другой.

Для зёрен перлита уровень дальнодействующих полей напряжений  $\sigma$  может как уменьшаться, так и возрастать (рис. 8, б);  $\sigma$ , создаваемые частицами второй фазы, всегда уменьшаются по мере удаления от частицы (рис. 8, г). Максимальный уровень  $\sigma$ , реализуемый на границе раздела частица–матрица, может превышать предел прочности стали.



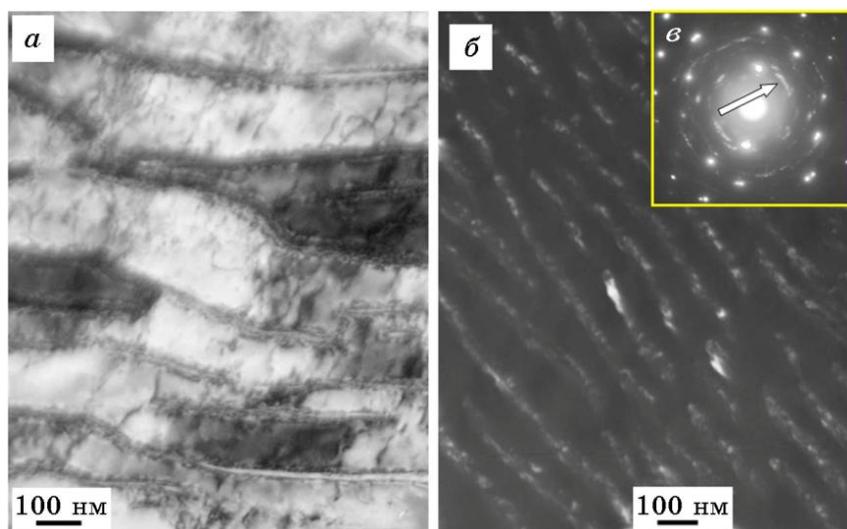
**Рис. 8.** Электронно-микроскопическое изображение структуры рельсовой стали (а, в) и профили внутренних полей напряжений, формирующихся в колонии перлита (б) и вблизи частицы цемента (г); на (а, в) стрелками указаны контуры экстинкции.

### 3.4. Дифференцированнозакалённые рельсы

ПЭМ-анализ структуры и фазового состава рельсов показал, что независимо от режима дифференцированной закалки в поверхностном слое образцов толщиной  $\sim 10$  мм формируется поликристаллическая структура, представленная, как и для объёмнозакалённых рельсов, зёрнами перлита пластинчатой морфологии, зёрнами феррито-карбидной смеси и зёрнами структурно свободного феррита.

Относительное содержание данных типов структуры зависит от режима закалки и от глубины залегания исследуемых слоёв. Основным типом структуры рельсовой стали является перлит пластинчатой морфологии, относительное содержание которого изменяется в пределах от 34% до 87%. Несколько меньшая относительная объёмная доля зёрен феррито-карбидной смеси (от 12% до 65% структуры стали). Относительная объёмная доля зёрен структурно свободного феррита мала и изменяется в пределах от 1% до 5% структуры стали. С увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зёрен пластинчатого перлита увеличивается. По-видимому, поверхностный слой рельсовой стали характеризуется более неравновесным состоянием структуры, что, очевидно, обусловлено повышенной скоростью его охлаждения при дифференцированной закалке.

Зерна структурно свободного феррита располагаются цепочками



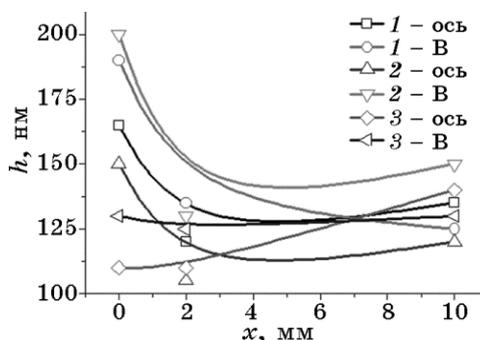
**Рис. 9.** ПЭМ-изображения дефектной субструктуры пластин феррита (*a*) и цементита (*б*) колонии перлита; *a* — светлое поле; *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе  $[031]\text{Fe}_3\text{C}$ ; *в* — микроэлектронограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле.

либо протяжёнными прослойками между зёрнами перлита. Размеры зёрен структурно свободного феррита изменяются в пределах от десятых долей до единиц микрометров. Часто вдоль границ таких зёрен располагаются частицы цементита преимущественно глобулярной формы. Размеры частиц изменяются в пределах от десятков до сотен нанометров.

В большинстве случаев структура перлитных колоний исследуемой стали несовершенна, пластины цементита искривлены, разделены ферритными промежутками, имеют переменную толщину. В объёме пластин феррита наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределённых дислокаций или дислокаций, формирующих преимущественно сетчатую субструктуру (рис. 9, а); скалярная плотность дислокаций изменяется в пределах  $(4,2-6,0) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Пластины цементита имеют блочную структуру (рис. 9, б). Размеры блоков изменяются в пределах 15–25 нм.

Дисперсность структуры перлита, как и для объёмнозакалённых рельсов, оценивали по величине межпластинчатого расстояния. Анализируя результаты, приведённые на рис. 10, можно отметить, что величина межпластинчатого расстояния изменяется в пределах от 105 нм до 200 нм и либо снижается при переходе от поверхности катания к слою, расположенному на глубине 10 мм (режим 1 и 2), либо не зависит от расстояния до поверхности катания (3). Для режимов 1 и 2 средняя по исследованному поверхностному объёму стали толщиной ~ 10 мм величина межпластинчатого расстояния практически одинакова и равна 145 нм и 142,5 нм, соответственно. Для режима 3 средняя величина межпластинчатого расстояния меньше и составляет 124 нм.

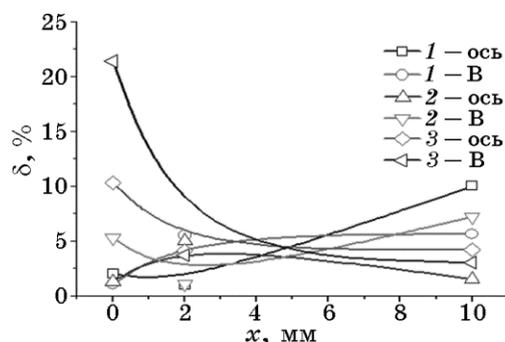
Зерна феррито-карбидной смеси характеризуются наличием в объёме частиц карбидной фазы, размеры и форма которых изменя-



**Рис. 10.** Зависимость межпластинчатого расстояния зёрен пластинчатого перлита от расстояния от поверхности катания. Обозначено: цифра — номер режима обработки; ось — анализ вдоль центральной оси; В — по выкружке.

ются в широких пределах. Выделяются частицы глобулярной формы и частицы в виде коротких пластинок. Можно предположить, что зерна с глобулярными частицами цементита являются зёрнами глобулярного перлита; зерна с частицами цементита в виде коротких пластинок можно отнести к зёрнам высокодефектного пластинчатого перлита. Зерна феррито-карбидной смеси фрагментированы, т.е. разбиты на области с небольшой разориентацией. По границам фрагментов располагаются частицы карбидной фазы пластинчатой или глобулярной формы. Размеры частиц изменяются в пределах от 20 нм до 40 нм. Средние размеры фрагментов составляют 120 нм. Фрагменты разделены малоугловыми границами. Величина азимутальной составляющей полного угла разориентации фрагментов  $\Delta\alpha$ , определённая по методике [11], изменяется в пределах от 5,1 град. до 10,0 град. Усреднение по анализируемому объёму образцов (объёму слоя толщиной 10 мм) показывает, что величина угла  $\Delta\alpha$  для режима 1 составляет 6,3 град., для режима 2 — 7,4 град., для режима 3 — 8,1 град.

На рисунке 11 приведены результаты морфологического анализа частиц карбидной фазы, присутствующих в объёме зёрен ферритно-карбидной смеси. Видно, что объёмная доля зёрен с глобулярными частицами карбидной фазы изменяется в пределах от 1% до 21,4%. Для режима 1 объёмная доля зёрен с глобулярными частицами карбидной фазы увеличивается по мере удаления от поверхности образца. Для режима 2 — увеличивается незначительно, проходя через максимум (минимум) в слое, расположенном на глубине 2 мм. Для режима 3 — уменьшается по мере удаления от поверхности образца. Усреднение по анализируемому объёму образцов (объёму слоя толщиной 10 мм) показывает, что объёмная доля зёрен с глобулярными частицами карбидной фазы составляет 4,2%, 4,3%, 7,8% для



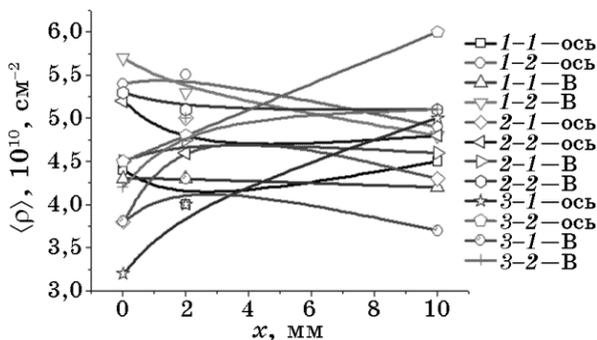
**Рис. 11.** Зависимость относительного содержания зёрен феррито-карбидной смеси с глобулярными частицами от расстояния от поверхности катания. Обозначено: цифра — номер режима; ось — анализ вдоль центральной оси; В — по выкружке.

режимов 1, 2, 3 соответственно.

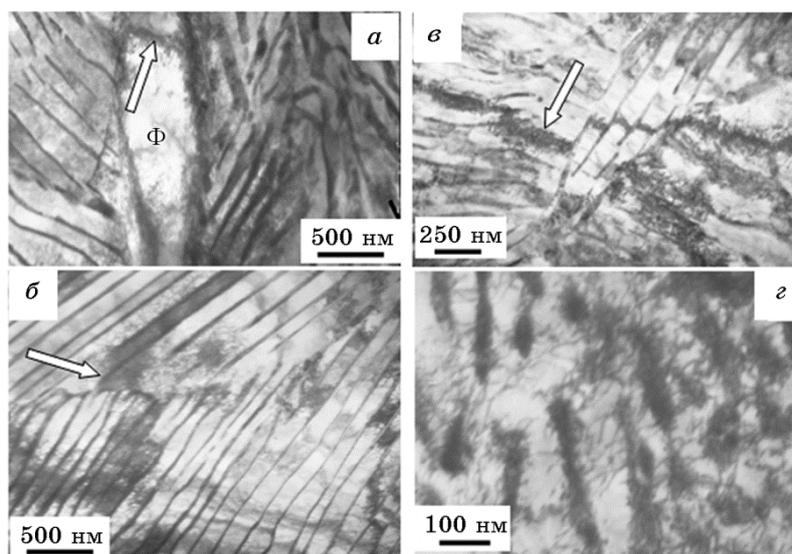
Ферритная составляющая структуры стали, как и для объёмно-закалённых рельсов, дефектна. Методами ПЭМ выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределённых дислокаций, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры. В феррите перлитных зёрен наблюдаются лишь первые два типа дислокационной субструктуры (субструктура дислокационного хаоса и сетчатая дислокационная субструктура) (рис. 9); ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры выявляются лишь в зёрнах структурно свободного феррита и в зёрнах феррито-карбидной смеси.

Скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей структуры исследованных образцов стали ( $\langle \rho \rangle$ ) изменяется в широких пределах от  $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $8,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Максимального значения она достигает вблизи глобулярных частиц карбидной фазы и составляет  $\sim 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Представленные на рис. 12 результаты анализа дислокационной субструктуры ферритной составляющей зёрен перлита и зёрен феррито-карбидной смеси позволили выявить некоторые закономерности в изменении данной характеристики стали. А именно, в зёрнах феррито-карбидной смеси величина скалярной плотности дислокаций несколько выше, чем в ферритной составляющей зёрен перлита независимо от режима закалки, направления исследования и расстояния исследуемого слоя от поверхности.

ПЭМ-изображения структуры исследуемых образцов рельсов практически всегда (независимо от режима закалки) содержат изгибные контуры экстинкции (рис. 13). Как уже выше отмечалось,



**Рис. 12.** Зависимость скалярной плотности дислокаций в структурных составляющих рельсовой стали от расстояния от поверхности катания. Обозначено: первая цифра — номер режима; вторая цифра — скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей зёрен перлита (1) или зёрен феррито-карбидной смеси (2); ось — анализ вдоль центральной оси; В — по выкружке.



**Рис. 13.** ПЭМ-изображения изгибных экстинкционных контуров в рельсах после дифференцированной закалки (указаны стрелками).

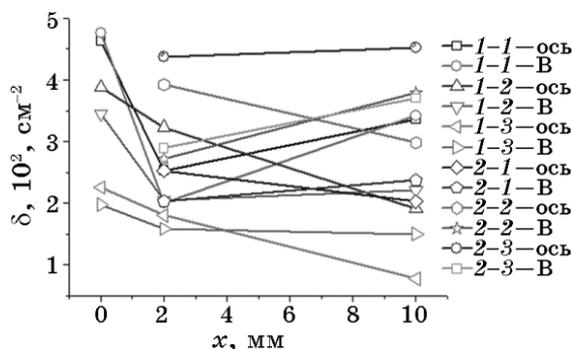
по характеру и расположению экстинкционных изгибных контуров можно судить об источниках внутренних полей напряжений, местах их концентрации и путях компенсации.

Выполненные в настоящей работе исследования дают основание заключить, что в изучаемой стали концентраторами напряжений являются внутрифазные границы (границы раздела зёрен феррита и перлита (рис. 13, *а*), зёрен перлита и границы раздела колоний перлита (рис. 13, *б*) и межфазные границы (границы раздела пластин цементита и феррита в перлите (рис. 13, *в*)). Изгибные экстинкционные контуры наблюдаются и в объёме сравнительно крупных (десятые доли микрометра) частиц цементита. Обращает на себя внимание следующий факт: границы раздела глобулярная частица–матрица являются источниками внутренних полей напряжений исключительно в стали, подвергнутой объёмной закалке (рис. 7, *в–д*; 8, *з*). В стали после дифференцированной закалки изгибные экстинкционные контуры у глобулярных частиц наблюдались крайне редко (рис. 13, *г*).

Как отмечалось выше, величина внутренних полей напряжений обратно пропорциональна поперечным размерам изгибного контура и изгибные экстинкционные контуры минимальных поперечных размеров формируются у глобулярных частиц карбидной фазы, расположенных в зёрнах феррито-карбидной смеси (рис. 7, *в–д*; 8, *з*). Для дифференцированно закалённых рельсов более широкие изгибные контуры фиксируются у межфазных границ. Например, у

границ колоний перлита ширина контура экстинкции изменяется в пределах от 170 нм до 300 нм; у границ раздела зёрен перлита и феррита — от 150 нм до 200 нм; у границы раздела глобулярной частицы цементита и ферритной матрицы — от 70 нм до 100 нм. Используя соотношение (2) нетрудно оценить амплитуду внутренних полей напряжений, присутствие которых приводит к изгибучрочению кристаллической решётки стали. Принимая во внимание, что толщина фольги  $t \approx 200$  нм, модуль сдвига стали  $G \approx 80$  ГПа, получаем, что внутрифазные границы раздела генерируют поля напряжений величиной 0,5–0,9 ГПа, а межфазные границы раздела (частица–матрица) — 1,6–2,3 ГПа. Предел текучести исследуемой рельсовой стали  $\approx 0,85$ –0,88 ГПа, предел прочности  $\approx 1,25$ –1,29 ГПа. Сопоставляя оценочные результаты с прочностными характеристиками стали, можно заключить, что внутренние поля напряжений, формируемые внутрифазными границами раздела, не превышают предела текучести стали. Внутренние поля напряжений, генерируемые межфазными границами раздела (частица–матрица), для объёмнозакаленных сталей могут достигать и даже превышать величину предела прочности стали и являться опасными концентраторами внутренних напряжений, способными при эксплуатации привести к формированию микротрещин.

Было проведено сравнение количества концентраторов напряжений, которое оценивали по качеству изгибных контуров на единицу площади фольги (плотности контуров) для объёмно- и дифференцированнозакалённых рельсов. Анализ представленных на рис. 14 результатов свидетельствует о том, что, во-первых, плотность конту-



**Рис. 14.** Зависимость плотности концентраторов напряжений от расстояния от поверхности катания рельсовой стали. Обозначено: первая цифра — способ закалки (1 — дифференцированная закалка; 2 — объёмная закалка с последующим дополнительным отпуском); вторая цифра — номер режима дифференцированной закалки или тип стали при объёмной закалке (2-1 — сталь (В); 2-2 — сталь (ИК); 2-3 — сталь (НЭ)); ось — анализ структуры вдоль центральной оси; В — анализ структуры по выкружке.

ров максимальна у поверхности катания и, во-вторых, плотность контуров в рельсах после объёмной закалки незначительно выше значений в рельсах, подвергнутых дифференцированной закалке.

#### 4. ВЫВОДЫ

Методами ПЭМ исследованы структурно-фазовые состояния и дислокационная субструктура рельсов различных категорий качества на поверхности головки рельсов и на различном расстоянии от поверхности катания по центральной оси и по выкружке. Исследованию подвергались объёмнозакалённые рельсы низкотемпературной надёжности, повышенной износостойкости и контактно усталостной прочности, высшей категории качества, а также прошедшие дифференцированную закалку воздухом по различным режимам. Установлены количественные зависимости параметров дислокационной субструктуры и структурно-фазовых состояний, образовавшихся по диффузионному и сдвиговому механизмам  $\gamma$ - $\alpha$ -превращения, от расстояния до поверхности катания по различным направлениям. Оценены дальнедействующие поля напряжений для внутри и межфазных границ и границ раздела глобулярные частицы цементита-матрица.

Выполнены оценки механизмов упрочнения рельсов, качественно согласующихся с результатами измерения твердости. Установлено, что плотность концентраторов напряжений достигает максимального значения у поверхности катания. Для объёмнозакалённых рельсов она выше, чем для дифференцированно закалённых.

Установлено, что наиболее опасными концентраторами напряжений, которые преимущественно формируются в рельсах, подвергнутых объёмной закалке, являются границы раздела глобулярные частицы цементита-матрица.

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. Е. Громов, В. А. Бердышев, Э. В. Козлов, В. И. Петров, В. Д. Сарычев, В. В. Дорофеев, Ю. Ф. Иванов, Л. Н. Игнатенко, Н. А. Попова, В. В. Целлермаер, *Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали* (Новокузнецк: Недр коммюникейшинс ЛТД: 2000).
2. *Актуальные проблемы производства рельсов* (Ред. В. Е. Громов) (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2001).
3. Н. А. Козырев, В. В. Павлов, Л. А. Годик, В. П. Дементьев, *Железнодорожные рельсы из электростали* (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2006).
4. В. И. Ворожищев, *Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности* (Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат: 2008).
5. R. O. Olivares, C. I. Garcia, A. DeArdo, S. Kalay, and F. C. Robles Hernandez,

- Wear*, **271**, Iss. 1–2: 364 (2011).
6. Hao Kang, Di Wu, and Xian-ming Zhao, *J. Iron Steel Res. Int.*, **20**, No. 2: 33 (2013).
  7. В. Е. Громов, К. В. Волков, Ю. Ф. Иванов, А. Б. Юрьев, С. В. Коновалов, К. В. Морозов, *Проблемы черной металлургии и материаловедения*, № 4: 61 (2013).
  8. К. В. Волков, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. А. Гришунин, *Повышение усталостной выносливости рельсовой стали электронно-пучковой обработкой* (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2013).
  9. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. А. Гришунин, С. В. Райков, С. В. Коновалов, *Успехи физ. мет.*, **14**, № 1: 67 (2013).
  10. Е. А. Шур, *Повреждение рельсов* (Москва: Интекст: 2012).
  11. Л. М. Утевский, *Дифракционная электронная микроскопия в металлургии* (Москва: Металлургия: 1973).
  12. К. Эндрюс, Д. Дайсон, С. Кноун, *Электроннограммы и их интерпретация* (Москва: Мир: 1971).
  13. П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пешли, М. Уелан, *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (Москва: Мир: 1968).
  14. Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и стали* (Москва: Наука: 1977).
  15. А. П. Гуляев, *Металловедение* (Москва: Металлургия: 1978).
  16. Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова, *Структура перлита и конструктивная прочность стали* (Новосибирск: ВО Наука: 1993).
  17. Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов, В. Е. Громов, *Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения* (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2010).
  18. В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. И. Базайкин, Ю. Ф. Иванов, В. Я. Целлермаер, Л. Н. Игнатенко, Н. А. Попова, В. Я. Чинокалов, Л. М. Полторацкий, Д. М. Закиров, *Физика и механика волочения и объемной штамповки* (Москва: Недра: 1997).
  19. В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилук, Ю. Я. Мешков, *Прочность и пластичность холоднодеформированной стали* (Киев: Наукова думка: 1974).
  20. М. И. Гольдштейн, Б. М. Фарбер, *Дисперсионное упрочнение стали* (Москва: Металлургия: 1979).
  21. В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев, *Структурные уровни деформации твердых тел* (Новосибирск: Наука: 1985).
  22. В. В. Рыбин, *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (Москва: Металлургия: 1986).
  23. Дж. Эшелби, *Континуальная теория дислокаций* (Москва: Изд. иностр. лит.: 1963).
  24. В. М. Финкель, *Физические основы торможения разрушения* (Москва: Металлургия: 1977).
  25. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Физика*, № 8 (1982).
  26. В. И. Владимиров, *Физическая теория прочности и пластичности. Точечные дефекты. Упрочнение и возврат* (Ленинград: ЛПИ: 1975).
  27. М. А. Штремель, *Прочность сплавов. Ч. I. Дефекты решетки* (Москва: МИСиС: 1999).
  28. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, Л. И. Тришкина, Д. В. Лычагин, *Сб. трудов международной конференции «Новые методы в физике и механике деформи-*

руемого твердого тела» (Томск: ТГУ: 1990), с. 83.

29. Ю. Ф. Иванов, В. В. Целлермаер, Л. Н. Игнатенко, Н. А. Попова, В. Е. Громов, Э. В. Козлов, *Материаловедение*, № 1: 40 (2001).

## REFERENCES

1. V. E. Gromov, V. A. Berdyshev, Eh. V. Kozlov, V. I. Petrov, V. D. Sarychev, V. V. Dorofeev, Yu. F. Ivanov, L. N. Ignatenko, N. A. Popova, and V. V. Tsellermaer, *Gradientnye Strukturno-Fazovyye Sostoianiya v Rel'sovoy Stali* [Gradient Structure–Phase State in the Rail Steel] (Novokuznetsk: Nedra Communications LTD: 2000) (in Russian).
2. *Aktual'nyye Problemy Proizvodstva Rel'sov* [Actual Problems of Production of Rails] (Ed. V. E. Gromov) (Novokuznetsk: Izd-vo SibGIU: 2001) (in Russian).
3. N. A. Kozyrev, V. V. Pavlov, L. A. Godik, and V. P. Dementyev, *Zheleznodorozhnyye Rel'sy iz Ehlektrostali* [Electric Steel Rails] (Novokuznetsk: Izd-vo SibGIU: 2006) (in Russian).
4. V. I. Vorozhishchev, *Sostav i Tekhnologiya Proizvodstva Rel'sov Povyshennoy Rabotosposobnosti* [Composition and Production Technology of Rails with High Operability] (Novokuznetsk: Novokuznetskiy Poligraficheskiy Kombinat: 2008) (in Russian).
5. R. O. Olivares, C. I. Garcia, A. DeArdo, S. Kalay, and F. C. Robles Hernandez, *Wear*, **271**, Iss. 1–2: 364 (2011)
6. Hao Kang, Di Wu, and Xian-ming Zhao, *J. Iron Steel Res. Int.*, **20**, No. 2: 33 (2013).
7. V. E. Gromov, K. V. Volkov, Yu. F. Ivanov, A. B. Yurev, S. V. Konovalov, and K. V. Morozov, *Problemy Chyornoj Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 4: 61 (2013) (in Russian).
8. K. V. Volkov, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, and V. A. Grishunin, *Povyshenie Ustalostnoy Vynoslivosti Rel'sovoy Stali Ehlektronno-Puchkovoy Obrabotkoy* [Increase in Fatigue Endurance of Rail Steel by Electron-Beam Treatment] (Novokuznetsk: Inter-Kuzbass: 2013) (in Russian).
9. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, V. A. Grishunin, S. V. Raikov, and S. V. Konovalov, *Usp. Fiz. Met.*, **14**, No. 1: 67 (2013) (in Russian).
10. E. A. Shur, *Povrezhdeniye Rel'sov* [Damage of Rails] (Moscow: Intekst: 2012) (in Russian).
11. L. M. Utevskiy, *Difraktsionnaya Ehlektronnaya Mikroskopiya v Metallovedenii* [Diffraction Electron Microscopy in Physical Metallurgy] (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
12. K. W. Andrews, D. J. Dyson, S. R. Keown, *Ehlektronogrammy i Ikh Interpretatsiya* [Interpretation of Electron Diffraction Patterns] (Moscow: Mir: 1971) (Russian translation).
13. P. Khirsh, A. Khovi, R. Nikolson, D. Peshli, and M. Uelan, *Elektronnaya Mikroskopiya Tonkikh Kristallov* [Electron Microscopy of Thin Crystals] (Moscow: Mir: 1968) (Russian translation).
14. V. G. Kurdyumov, L. M. Utevskiy, and R. I. Entin, *Prevrashcheniya v Zheleze i Stali* [Transformation in Iron and Steel] (Moscow: Nauka: 1977) (in Russian).
15. A. P. Gulyaev, *Metallovedeniye* [Physical Metallurgy] (Moscow: Metallurgiya: 1978) (in Russian).

16. L. I. Tushinskiy, A. A. Batayev, and L. B. Tikhomirova, *Struktura Perlita i Konstruktivnaya Prochnost' Stali* [Pearlite Structure and Structural Strength of Steel] (Novosibirsk: VO Nauka: 1993) (in Russian).
17. Yu. F. Ivanov, E. V. Kornet, Eh. V. Kozlov, and V. E. Gromov, *Zakalyonnaya Konstruktsionnaya Stal': Struktura i Mekhanizmy Uprochneniya* [Hardened Structural Steel: Structure and Strengthening Mechanisms] (Novokuznetsk: Izd-vo SibGIU: 2010) (in Russian).
18. V. E. Gromov, Eh. V. Kozlov, V. I. Bazaikin, Yu. F. Ivanov, V. Ya. Tsellermaer, Yu. F. Ivanov, L. N. Ignatenko, N. V. Popova, V. Ya. Chinokalov, L. M. Poltoratskii, and D. M. Zakirov, *Fizika i Mekhanika Volocheniya i Ob'yomnoy Shtampovki* [Physics and Mechanics of Drawing and Die Forging] (Moscow: Nedra: 1997) (in Russian).
19. V. N. Gridnev, V. G. Gavriljuk, and Yu. Ya. Meshkov, *Prochnost' i Plastichnost' Holodnodeformirovannoy Stali* [Strength and Plasticity of the Cold-Deformed Steel] (Kiev: Naukova Dumka: 1974) (in Russian).
20. M. I. Goldshtein and B. M. Farber, *Dispersionnoye Uprochneniye Stali* [Dispersion Strengthening of Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1979) (Russian translation).
21. V. E. Panin, V. A. Likhachev, and Yu. V. Grinyaev, *Strukturnyye Urovni Deformatsii Tvyordykh Tel* [Structural Levels of Deformation of Solids] (Novosibirsk: Nauka: 1985) (in Russian).
22. V. V. Rybin, *Bol'shiye Plasticheskie Deformatsii i Razrusheniye Metallov* [Large Plastic Deformation and Fracture of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
23. J. Eshelby, *Kontinualnaya Teoriya Dislokatsiy* [Continuum Theory of Dislocations] (Moscow: IIL: 1963) (Russian translation).
24. V. M. Finkel, *Fizicheskie Osnovy Tormozheniya Razrusheniya* [Physical Basis of Inhibition of Destruction] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
25. N. A. Koneva and Eh. V. Kozlov, *Izvestiya VUZov. Fizika*, No. 8 (1982) (in Russian).
26. V. I. Vladimirov, *Fizicheskaya Teoriya Prochnosti i Plastichnosti. Tochechnyye Defekty. Uprochnenie i Vozvrat* [Physical Theory of Strength and Plasticity. Point Defects. Strengthening and Recovery] (Leningrad: LPI: 1975) (in Russian).
27. M. A. Shtremel', *Prochnost' Splavov. Ch. I. Defekty Reshyotki* [Strength of Alloys. Pt. I. Lattice Defects] (Moscow: MISiS: 1999) (in Russian).
28. N. A. Koneva, Eh. V. Kozlov, L. I. Trishkina, and D. V. Lychagin, *Sb. Trudov Mezhdunarodnoy Konferentsii 'Novyye Metody v Fizike i Mekhanike Deformiruyemogo Tvyordogo Tela'* [Proceedings of International Conference 'New Methods in Physics and Mechanics of Deformed Solid] (Tomsk: TGU: 1990), p. 83 (in Russian).
29. Yu. F. Ivanov, V. V. Tsellermaer, L. N. Ignatenko, N. A. Popova, V. E. Gromov, and Eh. V. Kozlov, *Materialovedenie*, No. 1: 40 (2001) (in Russian).