



Оригинальная статья

УДК 669.535.382:669.17:625.7

DOI 10.17073/0368-0797-2021-12-886-894



ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

А. А. Юрьев¹, В. Е. Кормышев², В. Е. Громов²,
Ю. Ф. Иванов³, Ю. А. Шлярова²

¹ АО «ЕВРАЗ объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (Россия, 654043, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, Космическое шоссе, 16)

² Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

³ Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/3)

Аннотация. Выполнен сравнительный количественный анализ физических механизмов упрочнения поверхностных слоев рельсов после экстремально длительной эксплуатации. В основе метода находятся ранее установленные закономерности формирования структурно-фазовых состояний и механических свойств дифференцированно закаленных длинномерных рельсов производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» на глубине до 10 мм в головке рельсов по центральной оси и выкружке после пропущенного тоннажа 1411 млн т. В расчетах были учтены объемные доли и характеристики того или иного типа субструктуры. Увеличение микротвердости и твердости поверхностных слоев рельсов, подвергнутых сверхдлительной эксплуатации на экспериментальном кольце РЖД, носит многофакторный характер и определяется суперпозицией ряда физических механизмов. Оценены вклады, обусловленные трением решетки матрицы, внутрифазными границами, дислокационной субструктурой, присутствием карбидных частиц, внутренними полями напряжений, твердорастворным упрочнением, перлитной составляющей структуры стали. Независимо от направления анализа (вдоль центральной оси головки или вдоль оси симметрии выкружки) прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности: увеличивается по мере приближения к поверхности головки. Установлены наиболее значимые физические механизмы, которые обеспечивают высокие прочностные свойства металла головки рельсов, подвергнутых экстремально длительной эксплуатации. В подповерхностном слое (расположенном на глубине 2 – 10 мм) головки рельсов наиболее значимым физическим механизмом является дислокационный, обусловленный взаимодействием движущихся дислокаций с неподвижными дислокациями (дислокациями «леса»), а в поверхностном слое головки рельсов – субструктурный, обусловленный взаимодействием дислокаций с малоугловыми границами фрагментов и субзерен нанометрового диапазона. Проведено сравнение с количественными значениями механизмов упрочнения рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн т. Показано, что увеличение пропущенного тоннажа в интервале 691,8 – 1411 млн т приводит к существенному (в 1,5 – 2,0 раза) повышению прочности.

Ключевые слова: рельсы, поверхностные слои, механизмы упрочнения, длительная эксплуатация, структура, фазовый состав, поверхность катания, выкружка

Финансирование: Анализ структурно-фазового состояния стали выполнен при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-32-60001), анализ механизмов упрочнения выполнен при финансовой поддержке гранта РНФ (проект № 19-19-00183).

Благодарности: Выражаем благодарность Н.А. Поповой за помощь в проведении количественных расчетов механизмов упрочнения.

Для цитирования: Юрьев А.А., Кормышев В.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А. Физическая природа упрочнения поверхности рельсов при длительной эксплуатации // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 12. С. 886–894.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-12-886-894>

Original article

PHYSICAL NATURE OF RAIL SURFACE HARDENING DURING LONG-TERM OPERATION

A. A. Yur'ev¹, V. E. Kormyshev², V. E. Gromov²,
Yu. F. Ivanov³, Yu. A. Shlyarova²

¹JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant” (16 Kosmicheskoe Route, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654043, Russian Federation)

²Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

³Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/3 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. A comparative quantitative analysis of the physical mechanisms of hardening of rails surface layers after extremely long-term operation has been performed. The method is based on previously established patterns of formation of structural-phase states and mechanical properties of differentially hardened long-length rails produced by JSC “EVRAZ ZSMK” at a depth of up to 10 mm in the cutting of rails along the central axis and cutting out after the missed tonnage of 1411 million tons. The calculations took into account the volume fractions and characteristics of a particular type of substructure. Increase in microhardness and hardness of the surface layers of the rails subjected to ultra-long operation on the experimental ring of the Russian Railways is multifactorial and is determined by superposition of a number of physical mechanisms. The contributions are estimated due to friction of the matrix lattice, internal phase boundaries, dislocation substructure, presence of carbide particles, internal stress fields, solid hardening, and pearlitic component of the steel structure. Regardless of the analysis direction (along the central axis of the head or along the axis of symmetry of the chip), strength of the rails metal depends on the distance to the surface: it increases as it approaches the top of the head. The most significant physical mechanisms have been established, which provide high strength properties of the metal of the rail head subjected to extremely long-term operation. In the subsurface layer (located at a depth of 2 – 10 mm) of the rail head, the most significant physical mechanisms are dislocation mechanism, due to the interaction of moving dislocations with stationary dislocations (dislocations of the “forest”); in the surface layer of the rail head, substructural mechanism, due to the interaction of dislocations with small-angle boundaries of fragments and subgrains of a nanometer-sized polygon. A comparison with the quantitative values of the rail hardening mechanisms after the missed tonnage of 691.8 million tons was carried out. It is shown that an increase in the missed tonnage in the range of 691.8 – 1411 million tons leads to a significant (1.5 – 2.0 times) increase in strength.

Keywords: rails, surface layers, hardening mechanisms, long-term operation, structure, phase composition, rolling surface, cutting

Funding: The analysis of the structural and phase state of steel was supported by the RFBR grant (project No. 19-32-60001), the analysis of hardening mechanisms was supported by the RNF grant (project No. 19-19-00183).

Acknowledgements: The authors express their gratitude to N.A. Popova for her help in quantitative calculations of hardening mechanisms.

For citation: Yur'ev A.A., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A. Physical nature of rail surface hardening during long-term operation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 12, pp. 887–894. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-12-886-894>

ВВЕДЕНИЕ

Процессы формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев рельсов при длительной эксплуатации представляют сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Важность информации в этой области определяется глубиной понимания фундаментальных проблем физики конденсированного состояния (с одной стороны) и практической значимостью проблемы (с другой стороны) [1].

В последние годы в отечественной и зарубежной литературе подробно освещаются вопросы, связанные с упрочнением и износом рельсов. Доказано, что дефекты износа первоначально формируются в поверхностных слоях, при этом начало постоянного износа совпадает с накоплением определенного уровня пластической деформации другой [2 – 8].

Формирование высоких значений эксплуатационных свойств рельсов должно базироваться на знании механизмов структурно-фазовых изменений по сечению рельсов при их длительной эксплуатации. Выявление таких механизмов возможно лишь при анализе закономерностей эволюции параметров тонкой структуры и оценки вкладов структурных составляющих и дефектной субструктуры в упрочнение рельсов при длительной эксплуатации.

В рельсах при современных скоростях движения железнодорожных составов и высоких контактных давлениях уже при сравнительно небольшом пропущенном тоннаже в поверхностных слоях наблюдается сильное изменение структуры, отмечаются аномально высокая микротвердость и явление распада цементита. В процессе длительной эксплуатации в рельсах накапливаются многочисленные дефек-

ты, что может сопровождаться ухудшением физико-механических свойств и являться причиной выхода рельсов из строя.

Ранее в работах, обобщенных в монографии [9], на основании комплексных количественных исследований структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и механических свойств выявлена физическая природа поверхностных слоев дифференцированно закаленных рельсов по центральной оси и по выкружке после пропущенного тоннажа 691,8 млн т. Для объемно закаленных рельсов вклады в упрочнение рельсов после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн т выявлены в работах [1, 10].

Целью настоящей работы является оценка механизмов и установление физической природы упрочнения поверхностных слоев дифференцированно закаленных 100-м рельсов по центральной оси и по выкружке после экстремально длительной эксплуатации на экспериментальном кольце РЖД.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использованы дифференцированно закаленные 100-м рельсы категории ДТ350, изъятые из пути на экспериментальном кольце РЖД после пропущенного тоннажа 1411 млн т брутто.

Методами современного физического материаловедения (оптическая, сканирующая, просвечивающая электронная микроскопия, измерения твердости, микротвердости, трибологических свойств, рентгеноструктурный анализ) проведены комплексные количественные исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, трибологических свойств на различном расстоянии от поверхности катания по цент-

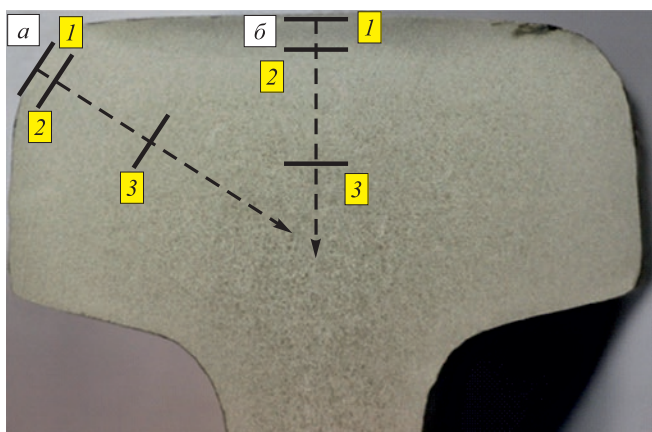


Рис. 1. Схема исследования образцов по выкружке (а) и по центральной оси (б):

1 – поверхность катания; 2 и 3 – слой на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности

Fig. 1. Diagram of the samples study along the chip (a) and along the central axis (b):

1 – rolling surface; 2 and 3 – layer at a distance of 2 and 10 mm from the surface

ральной оси и по выкружке [11 – 15]. Схема исследования образцов приведена на рис. 1.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В работах [11 – 15] измерена твердость по сечению головки в поперечном направлении. Установлено, что твердость HRC на глубине 2 мм составляет 37,1, на глубине 10 и 22 мм – 35,8 и 35,6. Микротвердость на глубине 2 мм достигает 1481 МПа; на глубине 10 мм микротвердость существенно ниже и составляет 1210 МПа.

Такое различие значений микротвердости по толщине обусловлено, очевидно, структурно-фазовыми изменениями металла при эксплуатации рельсов. Представленные в работах [11 – 15] результаты анализа структуры и фазового состава стали свидетельствуют о многофакторном упрочнении материала. Полученные количественные характеристики структуры стали позволяют рассмотреть физическую природу увеличения прочности стали, провести оценку механизмов ее упрочнения и выявить доминирующие механизмы, которые определяют прочность. Так как при определении микротвердости материала невозможно учесть морфологическое и фазовое многообразие структуры стали, то количественную оценку механизмов ее упрочнения проводили по усредненным по объему материала количественным характеристикам (с учетом объемной доли и характеристик того или иного типа субструктуры). Оценки величины механизмов упрочнения осуществляли с использованием широко апробированных выражений [16 – 39].

Упрочнение рельсов, обусловленное пластинчатым перлитом, можно оценить в соответствии с выражением [16, 17]:

$$\sigma(\Pi) = k_y (4,75L)^{-1/2} 0,24V(\Pi),$$

где L – расстояние между пластинами цементита; $V(\Pi)$ – относительное содержание пластинчатого перлита в стали; $k_y = 2 \cdot 10^{-2} \text{ Па} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Напряжение, необходимое для поддержания пластической деформации (то есть напряжение течения σ , необходимое для преодоления движущимися дислокациями сил взаимодействия с неподвижными дислокациями (дислокациями «леса»)), связано со скалярной плотностью дислокаций следующим соотношением [16 – 23]

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

где σ_0 – напряжение течения недислокационного происхождения (то есть обусловленное иными механизмами упрочнения); $\langle \rho \rangle$ – средняя (скалярная) плотность дислокаций; m – ориентационный фактор Шмида; $\alpha = 0,10 \div 0,51$ – параметр, характеризующий величину междислокационных взаимодействий [24, 25]; G – модуль сдвига стали ($\approx 80 \text{ ГПа}$); b – вектор Бюргерса дислокации (0,25 нм).

Для сталей с учетом ориентационного множителя m обычно принимают $m\alpha \approx 0,5$.

Эксплуатация рельсов сопровождается формированием в стали внутренних полей напряжений. При исследовании структуры стали методами просвечивающей электронной микроскопии наличие в материале полей напряжений проявляется в появлении на электронно-микроскопических изображениях изгибных контуров экстинкции, которые свидетельствуют о кривизне-кручении кристаллической решетки данного участка фольги [1, 9].

Анализируя изгибные контуры экстинкции, можно указать источники внутренних полей напряжений и их относительную величину, то есть выявить концентраторы напряжений. В результате выполненных исследований установлено, что источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зерен перлита (рис. 2, а, б), зерен перлита и зерен феррита (рис. 2, в). В этом случае контур начинается от границы раздела зерен. Довольно часто источниками полей напряжений являются частицы второй фазы, расположенные по границам и в объеме зерен (рис. 2, г).

Величину пластической $\sigma(\text{пл})$ и упругой $\sigma(\text{упр})$ составляющей внутренних полей напряжений можно оценить, исходя из соотношений [1, 9, 26]:

$$\sigma(\text{пл}) = m\alpha G b \sqrt{\rho_{\pm}};$$

$$\sigma(\text{упр}) = m\alpha G b \chi_{\text{упр}},$$

здесь t – толщина фольги (принята при расчетах 200 нм); $\chi_{\text{упр}}$ – упругая составляющая кривизны-кручения кристаллической решетки.

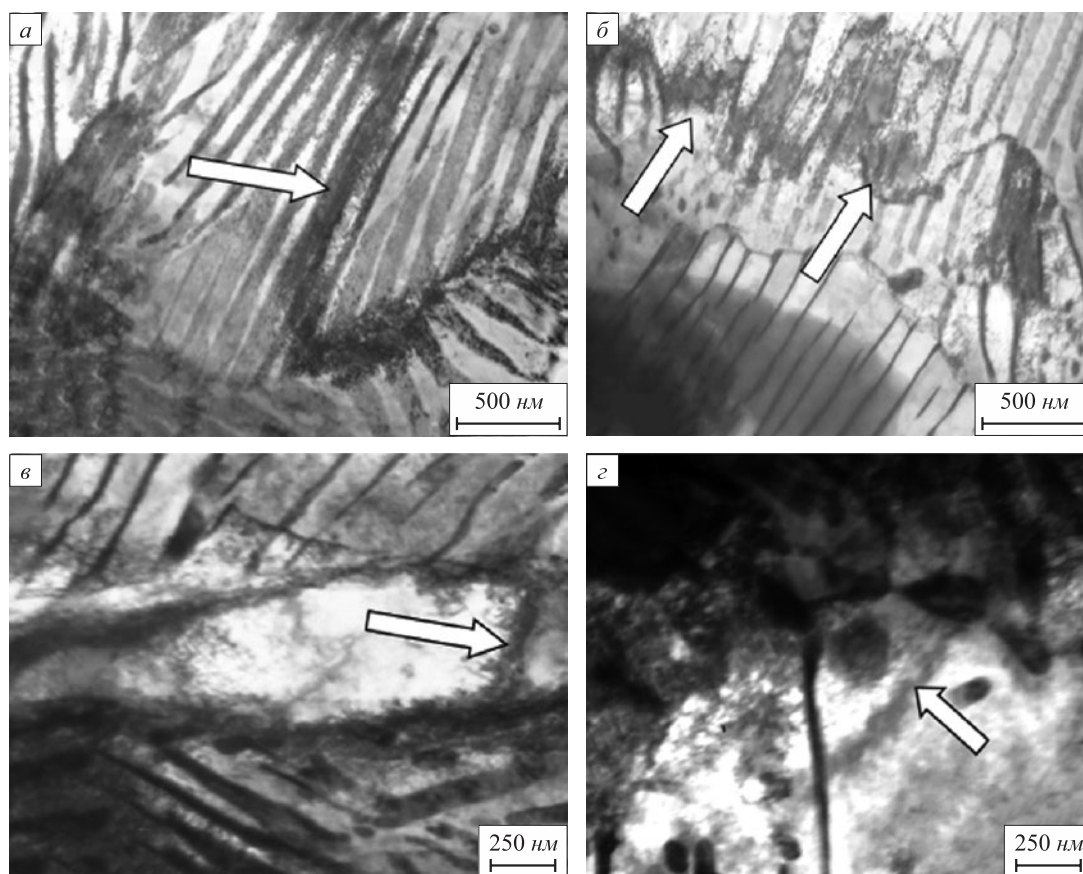


Рис. 2. ПЭМ изображения структуры рельсов (контуры экстинкции указаны стрелками)

Fig. 2. TEM images of the rails structure (arrows indicate the extinction contours)

Величина избыточной плотности дислокаций ρ_{\pm} связана с градиентом кривизны-кручения кристаллической решетки χ через вектор Бюргера дислокаций b .

Эксплуатация рельсов сопровождается процессами динамического старения стали, что приводит к формированию в материале наноразмерных частиц карбида железа. Частицы карбида железа, размеры которых превышают 5 нм, теряют когерентную связь с кристаллической решеткой α -фазы [16, 27 – 32]. Следовательно, присутствующие в рельсовой стали наноразмерные частицы карбидной фазы, размеры которых превышают 10 нм, являются некогерентными. Некогерентные частицы цементита являются препятствием движению дислокаций, что приводит к упрочнению материала. Оценки упрочнения стали, учитывающие присутствие некогерентных частиц второй фазы, осуществляют с использованием соотношения [33]

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

где λ – среднее расстояние между частицами; D – средний размер частиц; m – ориентационный множитель (для ОЦК материалов 2,75); $\Phi = 1$ для винтовой и

$\Phi = (1 - \nu)^{-1}$ для краевой дислокаций; $M = 0,81 \div 0,85$ – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице [25].

Эксплуатация рельсов сопровождается формированием в поверхностном слое фрагментированной субструктуры. Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение, упрочнение границами фрагментов), разделяющими фрагменты, можно оценить по выражению [1, 16, 22]

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

где $m = 1$ или $1/2$; L – средний размер фрагментов.

Установлено, что при $m = 1$ величина k^* изменяется от 150 до 100 Н/м; при $m = 1/2$ величина k^* изменяется от $2 \cdot 10^{-3}$ до 10^{-2} Па \cdot м^{1/2} [16, 22, 32, 34].

При расчетах принимали $k^* = 150$, $m = 1$.

Величина σ_0 представляет собой напряжение трения кристаллической решетки материала, то есть напряжение, необходимое для движения дислокаций в однофазных «чистых» монокристаллах (монокристаллах, не содержащих примеси). Напряжение σ_0 существенно зависит от степени чистоты и дефектности материала. Для теоретически чистого материала $\sigma_0 = 17$ МПа. Экспериментально определенные значения σ_0 изменяются

в пределах от 27 до 60 МПа [16, 24]. Для сталей обычно $\sigma_0 = 30 \div 40$ МПа [16].

Эксплуатация рельсов сопровождается, как было показано выше, растворением (разрушением) цемента. Высвобождающийся при этом углерод участвует в формировании наноразмерных частиц вторичного цемента, оседает на дефектах структуры и попадает в междоузлия кристаллической решетки стали. Оценку твердорастворного упрочнения стали, обусловленного атомами углерода, осуществляли по эмпирическому выражению [16, 22, 34 – 37]

$$\sigma_{(ТВ)} = \sum_{i=1}^m (k_i C_i),$$

где k_i – коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой изменение прочности при растворении в нем 1 % (по массе) легирующего элемента; C_i – концентрация элемента, растворенного в феррите, % (по массе).

Значение k_i для различных элементов определяется эмпирически [38].

Общий предел текучести стали в первом приближении, основанном на принципе аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения материала, можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения [1, 9, 16, 17, 34, 39]:

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(\text{ч}) + \Delta\sigma(\text{ТВ}) + \Delta\sigma(\Pi),$$

где $\Delta\sigma_0 = 30$ МПа – вклад, обусловленный трением решетки матрицы [16]; $\Delta\sigma(L)$ – вклад, обусловленный внутрифазными границами; $\Delta\sigma(\rho)$ – вклад, обусловленный дислокационной субструктурой; $\Delta\sigma(\text{ч})$ – вклад, обусловленный присутствием частиц карбидных фаз;

$\Delta\sigma(h)$ – вклад, обусловленный внутренними полями напряжений; $\Delta\sigma(\text{ТВ})$ – вклад, обусловленный твердорастворным упрочнением; $\Delta\sigma(\Pi)$ – вклад, обусловленный перлитной составляющей структуры стали.

Таким образом, определив количественные характеристики структуры стали, можно в первом приближении осуществить анализ физических механизмов, которые ответственны за эволюцию твердости стали в процессе эксплуатации рельсов, а также выявить физические механизмы формирования градиента твердости рельсовой стали.

Используя результаты количественного анализа структуры стали, представленные в работах [11 – 15], были проведены оценки механизмов упрочнения стали. Результаты приведены в табл. 1.

Можно отметить следующее. Во-первых, прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов. Во-вторых, прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности головки, независимо от места анализа (вдоль центральной оси или вдоль оси симметрии выкружки), что согласуется с результатами, полученными при определении микротвердости стали. В-третьих, прочность металла рельсов увеличивается по мере приближения к поверхности головки. В-четвертых, основным механизмом упрочнения металла рельсов в подповерхностном слое (расположенном на глубине 2 – 10 мм) головки является дислокационный, обусловленный взаимодействием движущихся дислокаций с неподвижными дислокациями (дислокациями «леса»). В-пятых, в поверхностном слое головки рельсов основным механизмом упрочнения металла является субструктурный, обусловленный взаимодействием дислокаций с малоугловыми границами фрагментов и субзерен нанометрового диапазона.

При анализе полученных результатов следует иметь в виду еще один не учтенный фактор упрочнения: присутствие атомов углерода на дефектах кристаллической решетки.

Т а б л и ц а 1

Оценки механизмов упрочнения металла рельсов после пропущенного тоннажа 1411 млн т

Table 1. Estimates of hardening mechanisms of the rails metal after the missed tonnage of 1411 million tons

Параметр	Значение на расстоянии от поверхности, мм					
	10	2	0	10	2	0
	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
$\Delta\sigma(\Pi)$, МПа	142,5	161,5	85,5	152,0	152,0	95,0
$\Delta\sigma(L)$, МПа	0	0	473,3	0	0	1455,6
$\Delta\sigma(\rho)$, МПа	152,8	181,0	181,4	164,0	206,0	190,4
$\Delta\sigma(h)$, МПа	131,3	149,0	255,0	148,6	149,6	230,4
$\Delta\sigma(\text{ч})$, МПа	154,1	148,5	107,0	80,6	222,9	195,0
$\Delta\sigma(\text{ТВ})$, МПа	11,0	11,0	11,7	11,0	11,0	11,7
$\sigma = \sum_{i=1}^n \sigma_i$, МПа	591,7	651,0	1114,0	556,2	741,5	2178,1

Оценки механизмов упрочнения структуры рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн т брутто

Table 2. Estimates of hardening mechanisms of the rails structure after missed tonnage of 691.8 million tons gross

Параметр	Значение на расстоянии от поверхности, мм					
	10	2	0	10	2	0
	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
$\Delta\sigma(\Pi)$, МПа	165	140	41	165	115	48
$\Delta\sigma(L)$, МПа	0	0	0	0	0	0
$\Delta\sigma(\rho)$, МПа	340	356	363	330	350	375
$\Delta\sigma(h)$, МПа	274	351	356	230	300	320
$\Delta\sigma(\tau)$, МПа	0	0	113	0	0	67
$\Delta\sigma(\tau_b)$, МПа	0	0	133	0	0	133
$\sigma = \sum_{i=1}^n \sigma_i$, МПа	779	847	1006	725	765	943

таллической решетки стали (дислокациях, границах зерен и субзерен). На эту возможность указывают выполненные в работе [9] оценки распределения атомов углерода в структуре стали. Очевидно, что формирование атмосфер и сегрегаций атомов углерода на дефектах кристаллического строения стали будет оказывать влияние на их подвижность, то есть упрочнять материал.

Выполненные ранее оценки механизмов упрочнения рельсов после пропущенного тоннажа 691,8 млн т [9] (табл. 2) позволяют проследить за эволюцией суммарного предела текучести в процессе эксплуатации.

Видно, что увеличение пропущенного тоннажа в процессе эксплуатации в интервале 691,8 – 1411,0 млн т приводит к существенному (в 1,5 – 2,0 раза) повышению суммарного предела текучести. При этом упрочнению подвергается исключительно поверхностный слой металла толщиной не более 2 мм.

Выводы

Выполнен анализ механизмов упрочнения металла головки рельсов после пропущенного тоннажа 1411 млн т вдоль оси симметрии выкружки и вдоль центральной оси (поверхность катания). Показано, что в обоих случаях упрочнение носит многофакторный характер и определяется суперпозицией ряда физических механизмов.

Увеличение микротвердости и твердости рельсовой стали, подвергнутой сверхдлительной эксплуата-

ции, носит многофакторный характер и обусловлено, во-первых, субструктурным упрочнением, вызванным формированием наноразмерных фрагментов, границы которых стабилизированы частицами карбидной фазы; во-вторых, упрочнением наноразмерными частицами карбидной фазы, расположенными в объеме фрагментов и на дислокациях (дисперсионное упрочнение); в-третьих, упрочнением, вносимым внутренними полями напряжений, формирующимися вследствие несовместности деформации соседних зерен, кристаллитов различных фаз, наличием микротрещин.

Наиболее значимыми физическими механизмами, обеспечивающими высокие прочностные свойства металла головки рельсов, подвергнутых экстремально длительной эксплуатации, являются в подповерхностном слое (расположенном на глубине 2 – 10 мм) головки рельсов дислокационный, обусловленный взаимодействием движущихся дислокаций с неподвижными дислокациями (дислокациями «леса»); в поверхностном слое головки рельсов – субструктурный, обусловленный взаимодействием дислокаций с малоугловыми границами фрагментов и субзерен нанометрового диапазона.

Выполнено сравнение механизмов упрочнения рельсов с разным сроком эксплуатации. Увеличение тоннажа в интервале 691,8 – 1411 млн т приводит к почти двухкратному повышению суммарного предела текучести. При этом прочность поверхностного слоя металла выкружки практически в два раза выше прочности поверхности катания.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Громов В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Юрьев А.А. Эволюция структурно-фазовых состояний металла рельсов при длительной эксплуатации. Новосибирск: изд-во СО РАН, 2017. 164 с.

1. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Yur'ev A.A. Evolution of Structural-Phase States of Metal Rails during Long-Term Operation. Novosibirsk: SB RAS, 2017, 164 p. (In Russ.).

2. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels // *Steel Tech.* 2008. Vol. 3. No. 1. P. 19–23.
3. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite // *Acta Materialia*. 2006. Vol. 54. No. 6. P. 1659–1669. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2005.11.034>
4. Seo J.-W., Jun H.-K., Kwon S.-J., Lee D.-H. Rolling contact fatigue and wear of two different rail steels under rolling-sliding contact // *International Journal of Fatigue*. 2016. Vol. 83. Part 2. P. 184–194. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2015.10.012>
5. Lewis R., Christoforou P., Wang W.J., Beagles A., Burstow M., Lewis S.R. Investigation of the influence of rail hardness on the wear of rail and wheel materials under dry conditions (ICRI wear mapping project) // *Wear*. 2019. Vol. 430–431. P. 383–392. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.05.030>
6. Skrypnik R., Ekh M., Nielsen J.C.O., Pålsson B.A. Prediction of plastic deformation and wear in railway crossings – Comparing the performance of two rail steel grades // *Wear*. 2019. Vol. 428–429. P. 302–314. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.019>
7. Kim D., Quagliato L., Park D., Kim N. Lifetime prediction of linear slide rails based on surface abrasion and rolling contact fatigue-induced damage // *Wear*. 2019. Vol. 420–421. P. 184–194. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.10.015>
8. Huang Y.B., Shi L.B., Zhao X.J., Cai Z.B., Liu Q.Y., Wang W.J. On the formation and damage mechanism of rolling contact fatigue surface cracks of wheel/rail under the dry condition // *Wear*. 2018. Vol. 400–401. P. 62–73. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.020>
9. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Морозов К.В. Дифференцированно-закаленные рельсы: эволюция структуры и свойств в процессе эксплуатации. Новокузнецк: СибГИУ, 2017. 197 с.
10. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Glezer A.M., Peregudov O.A., Morozov K.V. Nature of the structural degradation rail surfaces during operation // *Bulletin of Russian Academy of Sciences: Physics*. 2016. Vol. 80. No. 12. P. 1483–1488. <https://doi.org/10.3103/S1062873816120078>
11. Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Yuriev A.A., Semin A.P., Sundeev R.V. Structural phase states and properties of rails after long-term operation // *Materials Letters*. 2020. Vol. 268. Article 127499. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127499>
12. Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.А., Полевой Е.В. Структура и свойства дифференцированно закаленных 100-м рельсов после экстремально длительной эксплуатации // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2019. Т. 16. № 4. С. 538–546. <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2019.04.016>
13. Кормышев В.Е., Полевой Е.В., Юрьев А.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. Формирование структуры дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при длительной эксплуатации // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 2. С. 108–115. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-2-108-115>
14. Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Полевой Е.В., Громов В.Е., Глезер А.М. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 1. Структура и свойства рельсовой стали перед эксплуатацией // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2019. № 4. С. 50–56.
15. Кормышев В.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Глезер А.М. Структура дифференцированно закаленных рельсов при интенсивной пластической деформации // *Деформация и разрушение материалов*. 2020. № 8. С. 16–20. <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2020-8-16-20>
16. Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
17. Пикеринг Ф.Б. Физическое материаловедение и обработка сталей. М.: Металлургия, 1982. 184 с.
2. Ivanisenko Yu., Fecht H.J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels. *Steel Tech.* 2008, vol. 3, no. 1, pp. 19–23.
3. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Sauvage X., Valiev R.Z., Fecht H.J. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite. *Acta Materialia*. 2006, vol. 54, no. 6, pp. 1659–1669. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2005.11.034>
4. Seo J.-W., Jun H.-K., Kwon S.-J., Lee D.-H. Rolling contact fatigue and wear of two different rail steels under rolling-sliding contact. *International Journal of Fatigue*. 2016, vol. 83, part 2, pp. 184–194. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2015.10.012>
5. Lewis R., Christoforou P., Wang W.J., Beagles A., Burstow M., Lewis S.R. Investigation of the influence of rail hardness on the wear of rail and wheel materials under dry conditions (ICRI wear mapping project). *Wear*. 2019, vol. 430–431, pp. 383–392. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.05.030>
6. Skrypnik R., Ekh M., Nielsen J.C.O., Pålsson B.A. Prediction of plastic deformation and wear in railway crossings – Comparing the performance of two rail steel grades. *Wear*. 2019, vol. 428–429, pp. 302–314. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.019>
7. Kim D., Quagliato L., Park D., Kim N. Lifetime prediction of linear slide rails based on surface abrasion and rolling contact fatigue-induced damage. *Wear*. 2019, vol. 420–421, pp. 184–194. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.10.015>
8. Huang Y.B., Shi L.B., Zhao X.J., Cai Z.B., Liu Q.Y., Wang W.J. On the formation and damage mechanism of rolling contact fatigue surface cracks of wheel/rail under the dry condition. *Wear*. 2018, vol. 400–401, pp. 62–73. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.12.020>
9. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yur'ev A.A., Morozov K.V. *Differentially Hardened Rails: Evolution of Structure and Properties during Operation*. Novokuznetsk: SibSIU, 2017, 197 p. (In Russ.).
10. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Glezer A.M., Peregudov O.A., Morozov K.V. Nature of the structural degradation rail surfaces during operation. *Bulletin of Russian Academy of Sciences: Physics*. 2016, vol. 80, no. 12, pp. 1483–1488. <https://doi.org/10.3103/S1062873816120078>
11. Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Yuriev A.A., Semin A.P., Sundeev R.V. Structural phase states and properties of rails after long-term operation. *Materials Letters*. 2020, vol. 268, article 127499. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127499>
12. Kormyshev V.E., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Yur'ev A.A., Polevoi E.V. Structure and properties of differentially quenched 100-m rails after an extremely long-term operation. *Basic Problems of Material Science*. 2019, vol. 16, no. 4, pp. 538–546. (In Russ.). <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2019.04.016>
13. Kormyshev V.E., Polevoi E.V., Yur'ev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. Formation of the structure of differentially hardened 100M rails during their long operation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 2, pp. 108–115. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-2-108-115>
14. Kormyshev V.E., Ivanov Yu.F., Yur'ev A.A., Polevoi E.V., Gromov V.E., Glezer A.M. Evolution of structural-phase states and properties of differentially hardened 100-meter rails during extremely long operation. Report 1. Structure and properties of rail steel before operation. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2019, no. 4, pp. 50–56. (In Russ.).
15. Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Glezer A.M. Structure of differential hardened rails under severe plastic deformation. *Deformation and Fracture of Materials*. 2020, no. 8, pp. 16–20. (In Russ.). <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2020-8-16-20>
16. Gol'dshtein M.I., Farber B.M. *Dispersion Hardening of Steel*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.).
17. Pickering F. Brian. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ. ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka staley*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.).

18. Предводителей А.А. Современное состояние исследований дислокационных ансамблей. В кн.: Проблемы современной кристаллографии. М.: Наука, 1975. С. 262–275.
19. Friedman L.H., Chhran D.C. Scaling theory of the hall-petch relation for multilayers // *Physical Review Letters*. 1998. Vol. 81. No. 13. Article 2715. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.81.2715>
20. Morito S., Nishikawa J., Maki T. Dislocation density within lath martensite in Fe-C and Fe-Ni alloys // *ISIJ International*. 2003. Vol. 43. No. 9. P. 1475–1477. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1475>
21. Kim J.G., Enikeev N.A., Seol J.B., Abramova M.M., Karavaeva M.V., Valiev R.Z., Park C.G., Kim H.S. Superior strength and multiple strengthening mechanisms in nanocrystalline TWIP steel // *Scientific Reports*. 2018. Vol. 8. Article 11200. <https://doi.org/10.1038/s41598-018-29632-y>
22. Ganji R.S., Karthik P.S., Rao K.B.S., Rajulapati K.V. Strengthening mechanisms in equiatomic ultrafine grained AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy studied by micro- and nanoindentation methods // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 125. P. 58–68. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.11.046>
23. Morales E.V., Galeano Alvarez N.J., Morales A.M., Bott I.S. Precipitation kinetics and their effects on age hardening in an Fe–Mn–Si–Ti martensitic alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 534. P. 176–185. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.056>
24. Мак Линн Д. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1965. 431 с.
25. Embry I.D. Strengthening by dislocations structure // *Strengthening Method in Crystals*. Kelly A., Nicholson R.B. eds. London: Applied Science Publishes, 1971. P. 331–402.
26. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации. В кн.: Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1990. С. 123–186.
27. Yao M.J., Welsch E., Ponge D., Haghighat S.M.H., Sandlöbes S., Choi P., Herbig M., Bleskov I., Hickel T., Lipinska-Chwalek M., Shantraj P., Scheu C., Zaefferer S., Gault B., Raabe D. Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 140. P. 258–273. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.049>
28. Han Y., Shi J., Xu L., Cao W.Q., Dong H. TiC precipitation induced effect on microstructure and mechanical properties in low carbon medium manganese steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2011. Vol. 530. P. 643–651. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.037>
29. Silva R.A., Pinto A.L., Kuznetsov A., Bott I.S. Precipitation and grain size effects on the tensile strain-hardening exponents of an API X80 steel pipe after high-frequency hot-induction bending // *Metals*. 2018. Vol. 8. No. 3. Article 168. <https://doi.org/10.3390/met8030168>
30. Morales E.V., Gallego J., Kestenbachz H.-J. On coherent carbonitride precipitation in commercial microalloyed steels // *Philosophical Magazine Letters*. 2003. Vol. 83. No. 2. P. 79–87. <https://doi.org/10.1080/0950083021000056632>
31. Fine M.E., Isheim D. Origin of copper precipitation strengthening in steel revisited // *Scripta Materialia*. 2005. Vol. 53. No. 1. P. 115–118. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.02.034>
32. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. М.: МИСН, 1997. 527 с.
33. Mott N.F., Nabarro F.R.N. An attempt to estimate the degree of precipitation hardening, with a simple model // *Proceedings of the Physical Society*. 1940. Vol. 52. No. 1. P. 86–93. <https://doi.org/10.1088/0959-5309/52/1/312>
34. Бельный Б.З., Фарбер Б.М., Гольдштейн М.И. Оценки прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным // *ФММ*. 1975. Т. 39. № 3. С. 403–409.
35. Huthinson B., Hagstrom J., Karlsson O., Lindell D., Tornberg M., Lindberg F., Thuvander M. Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5 % C) // *Acta Materialia*. 2011. Vol. 59. No. 14. P. 5845–5858. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.05.061>
36. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C.F. Microstructure and room temperature properties of a
18. Predvoditelev A.A. Current state of research of dislocation ensembles. In: *Problems of Modern Crystallography*. Moscow: Nauka, 1975, pp. 262–275. (In Russ.).
19. Friedman L.H., Chhran D.C. Scaling theory of the hall-petch relation for multilayers. *Physical Review Letters*. 1998, vol. 81, no. 13, article 2715. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.81.2715>
20. Morito S., Nishikawa J., Maki T. Dislocation density within lath martensite in Fe-C and Fe-Ni alloys. *ISIJ International*. 2003, vol. 43, no. 9, pp. 1475–1477. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1475>
21. Kim J.G., Enikeev N.A., Seol J.B., Abramova M.M., Karavaeva M.V., Valiev R.Z., Park C.G., Kim H.S. Superior strength and multiple strengthening mechanisms in nanocrystalline TWIP steel. *Scientific Reports*. 2018, vol. 8, article 11200. <https://doi.org/10.1038/s41598-018-29632-y>
22. Ganji R.S., Karthik P.S., Rao K.B.S., Rajulapati K.V. Strengthening mechanisms in equiatomic ultrafine grained AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy studied by micro- and nanoindentation methods. *Acta Materialia*. 2017, vol. 125, pp. 58–68. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.11.046>
23. Morales E.V., Galeano Alvarez N.J., Morales A.M., Bott I.S. Precipitation kinetics and their effects on age hardening in an Fe–Mn–Si–Ti martensitic alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2012, vol. 534, pp. 176–185. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.056>
24. McLean D. *Mechanical Properties of Metals*. John Wiley & Sons, London, 1962, 403 p. (Russ. ed.: McLean D. *Mekhanicheskie svoystva metallov*. Moscow: Metallurgiya, 1965, 431 p.).
25. Embry I.D. Strengthening by dislocations structure. In: *Strengthening Method in Crystals*. Kelly A., Nicholson R.B. eds. London: Applied Science Publishes, 1971, pp. 331–402.
26. Koneva N.A., Kozlov E.V. Physical nature of the stages of plastic deformation. In: *Structural Levels of Plastic Deformation and Destruction*. Panin V.E. ed. Novosibirsk: Nauka, 1990, pp. 123–186. (In Russ.).
27. Yao M.J., Welsch E., Ponge D., Haghighat S.M.H., Sandlöbes S., Choi P., Herbig M., Bleskov I., Hickel T., Lipinska-Chwalek M., Shantraj P., Scheu C., Zaefferer S., Gault B., Raabe D. Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel. *Acta Materialia*. 2017, vol. 140, pp. 258–273. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.049>
28. Han Y., Shi J., Xu L., Cao W.Q., Dong H. TiC precipitation induced effect on microstructure and mechanical properties in low carbon medium manganese steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2011, vol. 530, pp. 643–651. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.037>
29. Silva R.A., Pinto A.L., Kuznetsov A., Bott I.S. Precipitation and grain size effects on the tensile strain-hardening exponents of an API X80 steel pipe after high-frequency hot-induction bending. *Metals*. 2018, vol. 8, no. 3, article 168. <https://doi.org/10.3390/met8030168>
30. Morales E.V., Gallego J., Kestenbachz H.-J. On coherent carbonitride precipitation in commercial microalloyed steels. *Philosophical Magazine Letters*. 2003, vol. 83, no. 2, pp. 79–87. <https://doi.org/10.1080/0950083021000056632>
31. Fine M.E., Isheim D. Origin of copper precipitation strengthening in steel revisited. *Scripta Materialia*. 2005, vol. 53, no. 1, pp. 115–118. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.02.034>
32. Shtremel' M.A. *Strength of Alloys. Part II. Deformation*. Moscow: MISIS, 1997, 527 p. (In Russ.).
33. Mott N.F., Nabarro F.R.N. An attempt to estimate the degree of precipitation hardening, with a simple model. *Proceedings of the Physical Society*. 1940, vol. 52, no. 1, pp. 86–93. <https://doi.org/10.1088/0959-5309/52/1/312>
34. Belen'kii B.Z., Farber B.M., Gol'dshtein M.I. Estimates of strength of low-carbon low-alloy steels according to structural data. *FMM*. 1975, vol. 39, no. 3, pp. 403–409. (In Russ.).
35. Huthinson B., Hagstrom J., Karlsson O., Lindell D., Tornberg M., Lindberg F., Thuvander M. Microstructures and hardness of as-quenched martensites (0.1–0.5 % C). *Acta Materialia*. 2011, vol. 59, no. 14, pp. 5845–5858. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.05.061>
36. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C.F. Microstructure and room temperature properties of a

- high-entropy TaNbHfZrTi-Alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509. No. 20. P. 6043–6048.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.171>
37. Sieurin H., Zander J., Sandström R. Modelling solid solution hardening in stainless steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 415. No. 1-2. P. 66–71.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.031>
38. Vöhringer O., Macherauch E. Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit // *Journal of Heat Treatment and Materials*. 1977. Vol. 32. No. 4. P. 153–168.
<https://doi.org/10.1515/htm-1977-320401>
39. Прнака Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1975. № 7. С. 3–8.
- high-entropy TaNbHfZrTi-Alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011, vol. 509, no. 20, pp. 6043–6048.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.171>
37. Sieurin H., Zander J., Sandström R. Modelling solid solution hardening in stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2006, vol. 415, no. 1-2, pp. 66–71.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.031>
38. Vöhringer O., Macherauch E. Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit. *Journal of Heat Treatment and Materials*. 1977, vol. 32, no. 4, pp. 153–168. (In Germ.).
<https://doi.org/10.1515/htm-1977-320401>
39. Prnka T. Quantitative relations between parameters of dispersed emissions and mechanical properties of steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1975, no. 7, pp. 3–8. (In Russ.).

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Антон Алексеевич Юрьев, к.т.н., менеджер по управлению продуктами и ресурсами, АО «ЕВРАЗ объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: ant-yurev@yandex.ru

Василий Евгеньевич Кормышев, к.т.н., старший научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: 89236230000@mail.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник, Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8022-7958

E-mail: yufi55@mail.ru

Юлия Андреевна Шлярова, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-5677-1427

E-mail: rubannikova96@mail.ru

Anton A. Yur'ev, Cand. Sci. (Eng.), Manager of Product and Resource Management, JSC "EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant"

ORCID: 0000-0003-4403-9006

E-mail: ant-yurev@yandex.ru

Vasilii E. Kormyshev, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of Department of Scientific Researches, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: 89236230000@mail.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-8022-7958

E-mail: yufi55@mail.ru

Yuliya A. Shlyarova, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-5677-1427

E-mail: rubannikova96@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Юрьев А.А. – подготовка образцов для исследований методом просвечивающей электронной микроскопии, количественная оценка механизмов упрочнения после пропущенного тоннажа 691,8 млн т, обобщение результатов.

Кормышев В.Е. – подготовка образцов для исследований методом просвечивающей электронной микроскопии, количественная оценка механизмов упрочнения после пропущенного тоннажа 1411 млн т, обобщение результатов.

Громов В.Е. – формулирование концепции работы, обсуждение результатов, написание текста статьи.

Иванов Ю.Ф. – проведение электронно-микроскопических исследований, анализ результатов.

Шлярова Ю.А. – обзор литературы, количественная оценка вкладов в упрочнение рельсов, обсуждение результатов.

Yur'ev A.A. – preparation of the samples for research by transmission electron microscopy, quantitative assessment of the hardening mechanisms after missed tonnage of 691.8 million tons, generalization of the results.

Kormyshev V.E. – preparation of the samples for research by transmission electron microscopy, quantitative assessment of hardening mechanisms after missed tonnage of 1,411 million tons, generalization of the results.

Gromov V.E. – concept formulation, discussion of the results, writing.

Ivanov Yu.F. – electron microscopic tests, analysis of the results.

Shlyarova Yu.A. – literature review, quantitative assessment of contributions to rail hardening, discussion of the results.

Поступила в редакцию 16.06.2020

После доработки 29.06.2020

Принята к публикации 11.10.2021

Received 16.06.2020

Revised 29.06.2020

Accepted 11.10.2021