

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ*

Громов В.Е.¹, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики
им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Иванов Ю.Ф.^{2,3,4}, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, профессор (yuf55@mail.ru)

Морозов К.В.¹, к.т.н., инженер кафедры физики им. В.М. Финкеля (morozov_kv75@mail.ru)

Перегудов О.А.¹, инженер кафедры физики им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Юрьев А.Б.^{1,5}, д.т.н., управляющий директор, профессор кафедры «Обработка металлов
давлением и металловедение» (Vadim.Kosterev@evraz.com)

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

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

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

⁴ Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

⁵ ОАО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
(654043, Россия, Кемеровская область, г. Новокузнецк, шоссе Космическое, д. 16)

Аннотация. Эксплуатация рельсов (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто) приводит к существенному упрочнению поверхностного слоя. На основании результатов электронно-микроскопических исследований выполнен количественный анализ вклада различных механизмов в упрочнение рельсов после длительной эксплуатации на разном расстоянии от поверхности катания. Показано, что упрочнение носит многофакторный характер и обусловлено субструктурным упрочнением, вызванным формированием наноразмерных фрагментов; дисперсионным упрочнением частицами карбидной фазы; упрочнением, обусловленным формированием на дислокациях атмосфер; полями напряжений, формирующимися внутрифазными и межфазными границами. Существенное увеличение прочности поверхностного слоя рельсовой стали, подвергнутой длительной (пропущенный тоннаж 1000 млн. т брутто) эксплуатации, обусловлено формирующимися в материале дальнедействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией материала с образованием наноразмерной структуры.

Ключевые слова: рельсы, эксплуатация, упрочнение, механизмы, структура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-414-419

В последние десятилетия большое внимание уделяется количественной оценке различных физических свойств сталей; достигнут значительный прогресс в понимании механических свойств сталей на основе анализа их микроструктур [1 – 4]. Особое внимание сконцентрировано на проблеме прочности, особенности которой в настоящее время могут быть предсказаны во многих случаях с достаточной достоверностью на основе анализа состава сплавов и микроструктуры [1, 4]. Для описания явления упрочнения часто используют физические модели, однако в некоторых случаях могут использоваться эмпирические или полумэмпирические предположения, в особенности, когда необходимо рассмотреть изменение свойств на основе анализа сложных микроструктур.

Чтобы полнее использовать характерную для стали прочность и получить оптимальное сочетание свойств,

необходимых для успешного применения сталей, большое значение приобретает понимание механизмов упрочнения. Кроме того, необходимо учитывать факторы, которые контролируют эти механизмы, их влияние на другие свойства, особенно на вязкость и пластичность. При рассмотрении проблемы упрочнения металлических материалов, как правило, выделяют три фундаментальных типа упрочнения: 1 – твердорастворное упрочнение (атомы замещения и внедрения, структурные вакансии, ближний и дальний порядок, антифазные домены и т.п.); 2 – субструктурное упрочнение, обусловленное линейными и плоскими дефектами; 3 – многофазное упрочнение (карбиды и включения остаточного аустенита в сталях, распад эвтектики, композиты т.п.) [2, 3, 5].

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенными изменениями структуры и свойств поверхностного слоя [6 – 10] и приводит к выходу рельсов из строя по многим причинам [11, 12].

* Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 15-12-00010.

Характеристики структуры рельсовой стали после эксплуатации

Table 1. Parameters of rail steel structure after operation

Параметр	Значение параметра на расстоянии от поверхности, мм		
	0	2	10
Размер фрагментов, нм	$\frac{520}{60}$	$\frac{600}{600}$	$\frac{800}{800}$
$\alpha_{аз}$, градус	$\frac{4}{7}$	$\frac{1}{1}$	$\frac{1}{1}$
$\langle \rho \rangle \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	$\frac{4,2}{5,1}$	$\frac{3,6}{4,3}$	$\frac{4,5}{4,3}$
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	$\frac{3,3}{5,1}$	$\frac{3,6}{4,2}$	$\frac{3,1}{2,6}$
$\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}$, см ⁻¹	$\frac{1066 = 944 + 122}{6983 = 1276 + 5707}$	$\frac{1032 = 686 + 346}{1004 = 407 + 597}$	$\frac{801 = 765 + 36}{848 = 655 + 193}$

П р и м е ч а н и е. В числителе и знаменателе приведены значения после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто соответственно.

Целью настоящей работы является анализ физической природы прочности рельсов, основанный на численной оценке вкладов различных механизмов упрочнения, выполненной по результатам выявленных методами просвечивающей электронной микроскопии параметров структуры, фазового состава и дефектной субструктуры рельсов после длительной эксплуатации.

В работах [6 – 10] в качестве материала исследования использованы образцы рельсовой стали Р65, свойства и элементный состав которой регламентируются ГОСТ Р 51685 – 2000. Образцы рельсов производства Кузнецкого металлургического комбината стали были вырезаны из изделия в исходном состоянии и после изъятия из эксплуатации на Свердловской железной дороге из-за износа выкружки головки рельсов (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто). Методом просвечивающей электронной микроскопии анализировали структуру и измеряли микротвердость стали «рабочей» выкружки, обладающей повышенным износом, на различном расстоянии на поверхности катания (0, 2 и 10 мм). Повышенный износ указывает на преимущественное взаимодействие этой зоны в процессе эксплуатации с подвижным составом.

Эксплуатация рельсов при пропущенном тоннаже 500 млн. т брутто сопровождается формированием разупрочненного поверхностного слоя толщиной не менее 2 мм [6 – 8]. Увеличение пропущенного тоннажа рельсов до 1000 млн. т брутто приводит к существенному увеличению микротвердости поверхностного слоя: относительно исходного состояния стали примерно в 1,4 раза; относительно состояния, формирующегося при пропущенном тоннаже 500 млн. т, примерно в 1,8 раза. На расстоянии 10 мм от поверхности микротвердость рельсов после эксплуатации близка к микротвердости исходной стали [6 – 8].

Очевидно, что изменение микротвердости поверхностного слоя металла рельсов обусловлено эволюцией его дефектной субструктуры в процессе эксплуатации. На основании результатов работ [6 – 10] был проведен количественный анализ структуры рельсов после двух режимов эксплуатации; определены азимутальная составляющая угла полной разориентации фрагментов ($\alpha_{аз}$), скалярная плотность дислокаций ($\langle \rho \rangle$), избыточная плотность дислокаций (ρ_{\pm}), градиент кривизны-кручения кристаллической решетки (χ), приведенные в табл. 1.

Видно, что наиболее существенные преобразования структуры материала выявляются на поверхности рельсов. Во-первых, эксплуатация рельсов приводит к фрагментации структуры стали, т.е. делению зерен на области с малоугловой разориентацией. Размеры фрагментов зависят как от степени эксплуатации рельсов, так и от расстояния анализируемого слоя от поверхности выкружки. Средние размеры фрагментов более, чем в восемь раз снижаются при увеличении пропущенного тоннажа от 500 до 1000 млн. т брутто. Одновременно с

этим увеличивается степень разориентации фрагментов. Если в исходном состоянии она составляла примерно 1°, то после эксплуатации (1000 млн. т) достигает значений на поверхности рельса примерно 7° (табл. 1).

Во-вторых, эксплуатация рельсов сопровождается преобразованием дислокационной субструктуры: наблюдается переход от субструктуры дислокационного хаоса к преимущественно сетчатой субструктуре. При этом фиксируется незначительное увеличение скалярной плотности дислокаций (табл. 1) [6 – 10].

В-третьих, более, чем в шесть раз возрастает величина кривизны-кручения кристаллической решетки стали. Последнее свидетельствует об увеличении амплитуды внутренних полей напряжений в стали при эксплуатации.

В-четвертых, выявляется, как отмечалось в работах [6 – 10], преобразование карбидной подсистемы стали: а именно, фиксируется разрушение исходных частиц цементита и образование новых частиц наноразмерного диапазона на границах субзерен и на дислокациях.

Количественный анализ структуры стали позволил провести оценки вкладов механизмов упрочнения в твердость стали.

Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение, упрочнение границами фрагментов) можно оценить, используя выражение [13, 14]:

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

здесь σ – напряжение течения, МПа; σ_0 – напряжение трения решетки материала (т.е. напряжение, необходи-

мое для движения дислокаций в чистых монокристаллах); L – средний размер фрагментов; k^* – коэффициент пропорциональности; $m = 1$ или $1/2$.

Установлено, что при $m = 1$ значение k^* изменяется в пределах от 0,015 до 0,01 кгс/мм [13, 14]. При $m = 1/2$ значение k^* изменяется в пределах от 0,2 до 0,98 кгс/мм^{3/2} [13, 14]. При расчетах использовали следующие значения параметров: $k^* = 0,015$ кгс/мм; $m = 1$. Напряжение σ_0 существенно зависит от степени чистоты материала и величины его наклепанности. Для теоретически чистого материала $\sigma_0 = 17$ МПа. Экспериментально определенные значения σ_0 изменяются в пределах 27 – 60 МПа [3, 15]; для сталей обычно используется величина σ_0 в пределах 30 – 40 МПа [16].

Видно, что с увеличением срока эксплуатации рельсов величина упрочнения стали границами фрагментов увеличивается от 188 МПа в исходном состоянии (на расстоянии 10 мм от поверхности катания) до 288 и 2500 МПа на поверхности выкружки после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто соответственно, что обусловлено существенным уменьшением средних размеров фрагментов (табл. 1).

В стали как в исходном состоянии, так и после эксплуатации выявляется дислокационная субструктура преимущественно сетчатого типа с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций [6 – 10]. Напряжение, необходимое для поддержания пласти-

ческой деформации (σ_d) (т.е. напряжение течения σ), связано с плотностью дислокаций следующим образом [1 – 3, 16, 17]:

$$\sigma_d = \sigma_0 + m\alpha Gb\sqrt{\rho},$$

здесь σ_0 – напряжение течения недислокационного происхождения (т.е. обусловленное иными механизмами упрочнения); ρ – средняя (скалярная) плотность дислокаций; m – ориентационный фактор Шмида; $\alpha = 0,10 \div 0,51$ – параметр, характеризующий величину междислокационных взаимодействий [15, 18]; $G \approx 80$ ГПа – модуль сдвига; $b = 0,25$ нм – вектор Бюргера дислокации.

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

Величина вклада, определяемого скалярной плотностью дислокаций, в деформационное упрочнение исследуемой стали зависит от расстояния от поверхности катания и от степени эксплуатации рельсов и изменяется в пределах 379 – 449 МПа (табл. 2).

Важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении и разрушении кристаллических материалов играют дальнедействующие поля внутренних напряжений. Процедура оценки величины внутренних полей напряжений сводится к определению градиента кривизны-кручения кристаллической решетки (χ) [5, 19, 20]:

Т а б л и ц а 2

Оценка вкладов различных механизмов в упрочнение рельсовой стали после эксплуатации

Table 2. Estimation of different mechanisms input in rail steel hardening after operation

Механизм упрочнения, обозначение величины	Значение вклада механизма упрочнения на расстоянии от поверхности, мм		
	0	2	10
Субструктурное упрочнение, $\sigma(L)$	288	250	188
	2500	250	188
Дислокационное упрочнение, σ_d	412	379	424
	449	415	415
Упрочнение полями внутренних напряжений:			
пластическая составляющая, $\sigma_{пл}$	352	352	352
	319	319	319
упругая составляющая, $\sigma_{упр}$	52	52	52
	264	264	264
Упрочнение перлитной составляющей	165	165	165
	0	165	165
Упрочнение частицами цементита	0		
	260		
Аддитивное суммирование	1462	1368	1181
	11 417	1237	1351

П р и м е ч а н и е. В числителе и знаменателе приведены значения после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т брутто соответственно.

$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial l} = \frac{0,017}{h},$$

где h – поперечные размеры изгибного контура экстинкции.

Избыточная плотность дислокаций (ρ_{\pm}) связана с χ через вектор Бюргерса b зависимостью:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial l}.$$

Величину пластической составляющей дальнотействующих полей внутренних напряжений оценивают, исходя из соотношения [5, 19, 20]:

$$\sigma_{пл} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}}.$$

Величину упругой составляющей оценивают, исходя из соотношения [5, 19, 20]:

$$\sigma_{упр} = m\alpha Gt\chi_{упр},$$

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

Выполненные в настоящей работе исследования показали, что средние поперечные размеры контуров увеличиваются с уменьшением расстояния от поверхности катания и с увеличением пропущенного тоннажа (табл. 2).

Основной структурной составляющей рельсовой стали в исходном состоянии и после эксплуатации является перлит пластинчатой морфологии. Вклад перлитной составляющей в упрочнение стали оценивается в соответствии с уравнением [1, 16]:

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

здесь L – расстояние между пластинами цементита; $V(\Pi)$ – относительное содержание перлита в стали; $k_y = 2$ кгс/мм^{3/2} – коэффициент пропорциональности.

Выполненные оценки показали, что вклад перлитной составляющей структуры в упрочнение стали составляет 165 МПа.

Некогерентные частицы цементита являются препятствием движению дислокаций, что приводит к упрочнению материала. Оценки упрочнения стали, учитывающие присутствие частиц цементита, осуществляли с использованием соотношения для некогерентных выделений [21]:

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

здесь M – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице ($M = 0,81 \div 0,85$ [18]); m – ориентационный множитель (для ОЦК материалов

$m = 2,75$); G_m – модуль сдвига матрицы; λ – среднее расстояние между частицами; D – средний размер частиц; Φ – параметр, характеризующий тип дислокаций ($\Phi = 1$ для винтовой и $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$ для краевой дислокации); ν – коэффициент Пуассона.

Отметим, что формирование структуры с наноразмерными частицами в поверхностном слое рельсов после пропущенного тоннажа 1000 млн. т груза было выявлено практически повсеместно [6 – 10]. Результаты оценки упрочнения стали наноразмерными частицами (табл. 2) показывают, что величина этого вклада составляет 260 МПа.

Условия эксплуатации рельсов способствуют протеканию процесса деформирования в квазиравновесных условиях, поэтому можно считать, что весь углерод находится в частицах карбидной фазы и на дефектах.

В первом приближении на основе принципа аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов, общий предел текучести стали можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения [1, 16, 19, 22]:

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

где $\Delta\sigma_0$ – вклад, обусловленный трением решетки матрицы; $\Delta\sigma(L)$ – 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 дальнотействующими полями напряжений.

Относительно большой вклад в упрочнение объема стали вносит дислокационная субструктура (табл. 2). Упрочнение поверхностного слоя рельса после эксплуатации (1000 млн. т) обусловлено формирующимися в материале дальнотействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией материала с образованием наноразмерной структуры.

Выводы. Эксплуатация рельсов (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. т брутто) приводит к существенному упрочнению поверхностного слоя. Выполнен сравнительный количественный анализ вкладов различных механизмов послыйного упрочнения рельсов. Показано, что упрочнение носит многофакторный характер и обусловлено, во-первых, субструктурным упрочнением, вызванным формированием наноразмерных фрагментов, границы которых стабилизированы частицами карбидной фазы; во-вторых, упрочнением частицами карбидной фазы, расположенными в объеме фрагментов и на дислокациях (дисперсионное упрочнение); в-третьих, упрочнением, обусловленным формированием на дислокациях атомами углерода атмосфер; в-четвертых, упрочнением, вносимым внутренними полями напряжений, формирующимися вследствие несовместности деформации соседних зерен, α -фазы и расположенных в ней частиц карбидной фазы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
2. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. Учебник для вузов. – М.: изд. МИСИС, 1997. – 527 с.
3. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В.И. Трефилов, В.И. Моисеев, Э.П. Печковский и др. – Киев: Наукова думка, 1987. – 248 с.
4. Статическая прочность и механика разрушения сталей: Сб. научных трудов / Пер. с нем.; под ред. В. Даля, В. Антона. – М.: Металлургия, 1986. – 566 с.
5. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, Е.В. Корнет, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.
6. Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А. и др. Формирование структурно-фазовых градиентов в рельсах при длительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. № 3. С. 49 – 54.
7. Громов В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф. и др. Эволюция поверхностного слоя рельсов при длительной эксплуатации // Вопросы материаловедения. 2015. № 3. С. 41 – 49.
8. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В. и др. Изменение структуры и свойств поверхностных слоев головки рельсов после длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т. 12. № 2. С. 203 – 208.
9. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Перегудов О.А. и др. Эволюция структурно-фазовых состояний рельсов при длительной эксплуатации // Изв. вуз. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 4. С. 262 – 267.
10. Перегудов О.А., Морозов К.В., Громов В.Е. и др. Формирование полей внутренних напряжений в рельсах при длительной эксплуатации // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 11. С. 34 – 37.

11. Шур Е.А. Повреждение рельсов. – М.: Интекст, 2012. – 192 с.
12. Sheinman E. Wear of Rails. A Review of the american Press // J. of Friction and wear. 2012. Vol. 33. № 4. P. 308 – 314.
13. Бельский Б.З., Фарбер Б.М., Гольдштейн М.И. Оценки прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным // ФММ. 1975. Т. 39. № 3. С. 403 – 409.
14. Naylor I.R. The influence of the lath morphology on the yield strength and transition temperature on martensite-bainite steel // Met. Trans. 1979. Vol. 10A. № 7. P. 873 – 891.
15. Мак Лин Д. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1965. – 431 с.
16. Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
17. Предводителей А.А. Современное состояние исследований дислокационных ансамблей. – В кн.: Проблемы современной кристаллографии. – М.: Наука, 1975. С. 262 – 275.
18. Embyri I.D. Strengthening by dislocations structure // Strengthening Method in Crystals. Applied Science Publishes. 1971. P. 331 – 402.
19. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
20. 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, 1990. С. 123 – 186.
21. Mott N.F., Nabarro F.R.N. The distribution of dislocations in slip band // Proc. Phys. Soc. 1940. Vol. 52. № 1. P. 86 – 93.
22. Пирка Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 1975. № 7. С. 3 – 8.

Поступила 20 октября 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. Vol. 59. No. 6, pp. 414–419.

PHYSICAL NATURE OF RAILS STRENGTHENING DURING LONG OPERATION

V.E. Gromov¹, Yu.F. Ivanov^{2,3,4}, K.V. Morozov¹, O.A. Peregudov¹, A.B. Yur'ev^{1,5}

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

³National Research Tomsk Polytechnical University, Tomsk, Russia

⁴National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

⁵OJSC “EVRAZ - Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Russia

Abstract. Rails operation (500 and 1000 mln. t. gross tonnage passed) leads to considerable enhancement of surface layer. The quantitative analysis of rails strengthening mechanisms at different distances from the rolling surface after the long-term operation was carried out using the results of transmission electron microscopy studies. It was shown that enhancement has multifactor character and depends on substructure strengthening caused by nanosize fragments formation; dispersion strengthening by carbide phase particles; strengthening caused by dislocation atmospheres formation; internal stress fields formed by intra- and interface boundaries. Significant increase of surface layer strength of rail steel under long term operation (1000 mln tons gross passed tonnage) depends on far acting stress fields formed in material and material fragmentation with nanosize structure formation.

Keywords: rails, operation, hardening, mechanisms, structure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-6-414-419

REFERENCES

1. 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 stalei*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.).
2. Shtremel' M.A. *Prochnost' splyavov. Chast' II. Deformatsiya. Uchebnik dlya vuzov* [Strength of alloys. Part 2. Deformation. Textbook for universities]. Moscow: izd. MISIS, 1997, 527 p. (In Russ.).
3. Trefilov V.I., Moiseev V.I., Pechkovskii E.P., Gornaya I.D., Vasil'ev A.D. *Deformatsionnoe uprochnenie i razrusheniye polikristallicheskich metallov* [Deformation hardening and destruction of polycrystalline metals]. Kiev: Naukova dumka, 1987, 248 p. (In Russ.).
4. *Werkstoffkunde Eisen und Stahl*. Dahl W., Anton W. (Hrsg.), Verlag Stahleisen. Düsseldorf 1983. (Russ.ed.: *Staticheskaya prochnost' i mekhanika razrusheniya stalei*. Dahl W., Anton W. eds. Moscow: Metallurgiya, 1986, 566 p.).
5. Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Kozlov E.V., Gromov V.E. *Zakalennaya konstruksionnaya stal': struktura i mekhanizmy uprochneniya* [Quenched constructional steel: structure and mechanisms of hardening]. Novokuznetsk: izd. SibGIU, 2010, 174 p. (In Russ.).
6. Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Gromov V.E., Popova N.A., Nikonenko E.N. Formation of structure-phase gradients in rails under long-term operation. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2015, no. 3, pp. 49–54. (In Russ.).

7. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V. Evolution of rails surface layer under long-term operation. *Voprosy materialovedeniya*. 2015, no. 3, pp. 41–49. (In Russ.).
 8. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Alsaraeva K.V., Popova N.A., Nikonenko E.L. Change in structure and properties of surface layer of rail head after long-term operation. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2015, vol. 12, no. 2, pp. 203–208. (In Russ.).
 9. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov O.A., Morozov K.V., Yur'ev A.B. Evolution of rail structure-phase states at continuous service. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2015, vol. 58, no. 4, pp. 262–267. (In Russ.).
 10. Peregudov O.A., Morozov K.V., Gromov V.E., Glezer A.M., Ivanov Yu.F. Internal stress fields forming in rails under long-term operation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2015, no. 11, pp. 34–37. (In Russ.).
 11. Shur E.A. *Povrezhdenie rel'sov* [Rails damage]. Moscow: Intekst. 2012, 192 p. (In Russ.).
 12. Sheinman E. Wear of rails. A review of the American press. *J. of Friction and wear*. 2012, vol. 33, no. 4, pp. 308–314.
 13. Belen'kii B.Z., Farber B.M., Gol'dshtein M.I. Strength assessment of low carbon steels by structural data. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1975, vol. 39, no. 3, pp. 403–409. (In Russ.).
 14. Naulor I.R. The influence of the lath morphology on the yield strength and transition temperature on martensite-bainite steel. *Met. Trans.* 1979, vol. 10A, no. 7, pp. 873–891.
 15. McLean D. *Mechanical Properties of Metals*. John Wiley & Sons, London, 1962, 403 p. (Russ.ed.: McLean D. *Mekhanicheskie svoistva metallov*. Moscow: Metallurgiya, 1965, 431 p.).
 16. Gol'dshtein M.I., Farber B.M. *Dispersionnoe uprochnenie stali* [Dispersion hardening of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.).
 17. Predvoditelev A.A. Contemporary studies of dislocation assemblies. In: *Problemy sovremennoi kristallografii* [Questions of contemporary crystallography]. Moscow: Nauka, 1975, pp. 262–275. (In Russ.).
 18. Embyri I.D. Strengthening by dislocations structure. Strengthening Method in Crystals. *Applied Science Publishes*. 1971, pp. 331–402.
 19. Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazaikin V.I., Tsellermaer V.Ya., Ivanov Yu.F., Ignatenko L.N., Popova N.V., Chinokalov V.Ya., Poltoratskii L.M., Zakiro D.M. *Fizika i mekhanika volocheniya i ob'emnoi shtampovki* [Physics and mechanics of drawing and die forging]. Moscow: Nedra, 1997, 293 p. (In Russ.).
 20. Koneva N.A., Kozlov E.V. Physical nature of stages of plastic deformation. In: *Strukturnye urovni plasticheskoi deformatsii i razrusheniya* [Physical nature of stages of plastic deformation]. Panin V.E. ed. Novosibirsk: Nauka, 1990, pp. 123–186. (In Russ.).
 21. Mott N.F., Nabarro F.R.N. The distribution of dislocations in slip band. *Proc. Phys. Soc.* 1940, vol. 52, no. 1, pp. 86–93.
 22. Prnka T. Quantitative ratio between dispersed emissions parametres and steels mechanical properties. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1975, no. 7, pp. 3–8. (In Russ.).
- Aknowlegements.** The work was financially supported by the grant of the Russian Scientific Fund no. 15-12-00010.
- Information about the authors:**
- V.E. Gromov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of Chair of Physics named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru)
- Yu.F. Ivanov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Leading Researcher (yu-f55@mail.ru)
- K.V. Morozov**, Cand. Sci. (Eng.), Engineer of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (morozov_kv75@mail.ru)
- O.A. Peregudov**, Engineer of Chair of Physics named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru)
- A.B. Yur'ev**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of Chair "Metal Forming and Metal Science", Managing Director (Vadim.Kosterev@evraz.com)

Received October 20, 2015