
¹ К.В. АКСЁНОВА,
канд. техн. наук, доцент

² Е.С. ВАЩУК,
канд. техн. наук, доцент

¹ Ю.А. ШЛЯРОВА,
аспирант

¹ Сибирский государственный
индустриальный университет

² Филиал Кузбасского государственного технического
университета имени Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ СЖАТИИ

Методами современного физического материаловедения исследована эволюция структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры рельсовой стали при деформации одноосным сжатием до степени 50%. Выявлена фрагментация перлитных зерен, возрастающая с ростом степени деформации, и пластин цементита, размер фрагментов которого 15–20 нм слабо зависит от степени деформации. Проанализировано изменение скалярной и избыточной плотности дислокаций с увеличением степени деформации. Выявлены и классифицированы источники внутренних полей напряжений. Полученные данные легли в основу количественного анализа механизмов упрочнения рельсовой стали при степенях деформации сжатием 15, 30, 50 %. Оценены вклады в упрочнение, обусловленные трением решетки матрицы, дислокационной субструктурой, присутствием карбидных частиц, внутренними полями напряжений, твердорастворным упрочнением, перлитной составляющей структуры стали. Показано, что основными механизмами упрочнения металла при степени деформации 50 % являются упрочнение некогерентными частицами и упругими внутренними полями напряжений. Используя принцип аддитивности, предполагающий независимое действие каждого из механизмов упрочнения, выполнена оценка зависимости общего предела текучести рельсовой стали от степени деформации при сжатии.

Ключевые слова: деформация сжатием, рельсовая сталь, структура, дислокационная субструктура, механизмы упрочнения, аддитивный предел текучести.

¹ K.V. AKSENOVA,
Cand. of Tech. Sciences, Associate Professor

² E.S. VASHCHUK,
Cand. of Tech. Sciences, Associate Professor

¹ YU.A. SHLYAROVA,
Postgraduate Student

¹ Siberian State Industrial University

² Branch of Kuzbass State Technical University
named after T.F. Gorbachev in Prokopyevsk

THE MECHANISMS OF COMPRESSION HARDENING OF RAIL STEEL

Methods of modern physical materials science have been used to study the evolution of structural-phase states and dislocation substructure of rail steel under uniaxial compression deformation up to the degree of 50 %. Fragmentation of pearlite grains, which increases with increasing degree of deformation, and cementite plates, the size of fragments of which is 15–20 nm, weakly depends on the degree of deformation, was revealed. The change in the scalar and excess dislocation density with increasing degree of deformation is analyzed. Sources of internal stress fields are identified and classified. The data obtained formed the basis for a quantitative analysis of the mechanisms of hardening of rail steel at degrees of compression deformation of 15, 30, 50 %. The contributions to hardening caused by the friction of the matrix lattice, dislocation substructure, fragment boundaries, the presence of carbide particles, internal stress fields, solid-solution strengthening, and the pearlite component of the steel structure are estimated. It is shown that the main mechanism of metal hardening at a degree of deformation of 50 % is hardening by incoherent particles and elastic internal stress fields. Using the additivity principle, which assumes the independent action of each of the hardening mechanisms, an assessment was made of the dependence of the total yield strength of rail steel on the degree of compressive deformation.

Keywords: compressive deformation, rail steel, structure, dislocation substructure, hardening mechanisms, additive yield strength.

Введение

Интенсивные успехи физического материаловедения сталей создали основы науки об их прочности. В то же время ряд важных вопросов в физическом материаловедении сталей не получил надлежащего развития. В этой связи необходимо отметить явно недостаточное внимание к дислокационной структуре сталей и ее эволюции в ходе деформации. Особенно это касается количественных параметров дислокационного ансамбля. Недостаточное внимание уделено процессам фрагментации. Внутренние поля напряжений изучались в основном методом рентгеноструктурного анализа, исследованию локальных полей напряжений уделялось мало внимания [1–3].

Одним из способов изменения структуры и свойств материалов, характеризующих сопротивление хрупкому разрушению, является деформационное упрочнение [2–5]. Как известно, пластическая деформация – это сложный процесс, в результате которого вместе с изменением строения и формы исходного состояния меняются его физико-химические и механические свойства. При самых различных видах и режимах пластической деформации в кристаллических материалах с различным типом кристаллической решетки наблюдается фундаментальное явление фрагментации, т.е. деформационное измельчение структуры материалов порядка до 100–200 нм [4–6].

Всестороннее рассмотрение свойств, характеризующих сопротивление разрушению, показало принципиальную возможность эффективного деформационного упрочнения стали перлитного класса. Знание закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и свойств перлитной стали при пластической деформации необходимо для управления процессом деформационного поведения. Важность информации в этой области определяется глубиной фундаментальных проблем физического материаловедения с одной стороны и практической значимостью проблемы с другой, поскольку рельсы производятся из стали перлитного класса [7–12]. Формирование высоких эксплуатационных свойств рельсов должно базироваться на знании механизмов структурно-фазовых изменений при деформационном воздействии. Выявление таких механизмов возможно лишь при анализе закономерностей эволюции параметров тонкой структуры и оценке вкладов структурных составляющих и дефектной субструктуры в упрочнение рельсов при эксплуатации. В работах [13–19] произведена оценка механизмов упрочнения рельсов при разных объемах пропущенного тоннажа, а в

[20, 21] проанализирована эволюция пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием.

Целью настоящей работы является количественная оценка механизмов упрочнения металла рельсов при деформации сжатием.

Материал и методы исследования

Исследовали дифференцированно термоупрочненные рельсы категории ДТ350 производства АО «Евраз 3СМК», полученные из вакуумированной электростали Э76ХФ в соответствии с требованиями ТУ 0921-276-01124333–2021. Химический состав рельсовой стали приведен в таблице 1. Из головки рельсов вырезали прямоугольные образцы размером 5×5×10 мм. Деформацию одноосным сжатием осуществляли при комнатной температуре на испытательной машине Instron 3369 при скорости нагружения 1,2 мм/мин.

Исследования структуры стали проводили, используя методы оптической микроскопии (микровизор металлографический μ Vizo – MET-221P), сканирующей электронной микроскопии (MIRA3 Tescan), рентгеноструктурного анализа (рентгеновский дифрактометр XRD-7000S (Shimadzu, Япония)) и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEOL JEM 2100F). Объекты исследования для просвечивающей электронной микроскопии (фольги толщиной 150–200 нм) изготавливали методами электролитического утонения пластинок, вырезанных методами электроискровой эрозии металла. Анализировали структурно-фазовое состояние стали, подвергнутой деформированию на 15, 30 и 50 %.

Скалярную плотность дислокаций каждого типа дислокационной субструктуры (ДСС) определяли по методикам [22–25]. Ее значения рассчитывали по формуле:

$$\langle \rho \rangle = \frac{M}{t} \left(\frac{n_1}{l_1} + \frac{n_2}{l_2} \right), \quad (1)$$

где n_1 и n_2 – число пересечений дислокациями горизонтальных и вертикальных линий длиной l_1 и l_2 соответственно; M – увеличение микрофотографии; t – толщина фольги (200 нм).

Среднюю скалярную плотность дислокаций определяли с учетом объемной доли каждого из типов дислокационных субструктур по формуле:

$$\langle \rho \rangle = \sum_{i=1}^Z P_i \rho_i, \quad (2)$$

Таблица 1
Химический состав рельсовой стали, % (мас.)

C	Mn	Si	Cr	P	S	Ni	Cu	Ti	Mo	V	Al
0,73	0,75	0,58	0,42	0,012	0,007	0,07	0,13	0,003	0,006	0,04	0,003

где P_i – объемная доля материала, занятого i -м типом ДСС; Z – число типов ДСС; ρ_i – скалярная плотность дислокаций в i -м типе ДСС.

Избыточную плотность дислокаций рассчитывали по градиенту разориентировки [26]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial \lambda}, \quad (3)$$

здесь b – вектор Бюргерса; $\chi = \partial \varphi / \partial \lambda$ – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки, где $\partial \varphi$ – угол наклона фольги в колонне микроскопа, $\partial \lambda$ – смещение контура экстинкции.

Результаты исследования и их обсуждение

Образцы стали Э76ХФ при испытании на сжатие не удалось довести до разрушения, поскольку они сплюснулись из-за того, что исследуемая сталь способна достаточно сильно деформироваться без разрушения. Ранее в работах [20, 21] нами было показано, что деформационное упрочнение исследуемой стали при пластической деформации одноосным сжатием носит многостадийный характер. Деформация стали сопровождается фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся по мере увеличения степени деформации и достигающей при $\varepsilon = 50\ \% \approx 0,4$ объема исследуемой фольги. Фрагменты, формирующиеся в пластинах феррита, разделены малоугловыми границами. Установлено, что средние размеры фрагментов пластин феррита при увеличении степени деформации уменьшаются от 240 нм ($\varepsilon = 15\ \%$) до 200 нм ($\varepsilon = 50\ \%$). Выявлена фрагментация пластин цементита. Установлено, что размер фрагментов изменяется в пределах 15–20 нм и слабо зависит от степени деформации стали. Обнаружено разрушение пластин цементита, протекающее путем их растворения и разрезания подвижными дислокациями. Показано, что атомы углерода, перешедшие из кристаллической решетки цементита на дислокации, выносятся в межпластинчатое пространство и формируют частицы третичного цементита, размеры которых составляют 2–4 нм [20].

Выявлено формирование в процессе деформации стали неоднородной дислокационной

субструктуры, обусловленное торможением дислокаций частицами цементита. Обнаружено, что увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций, что может быть обусловлено уходом дислокации в малоугловые границы, а также их аннигиляцией. Установлено, что источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зерен и колоний перлита, пластин цементита в зернах перлита, расположенные в объеме пластин феррита частицы второй фазы [21].

Выявленные преобразования структуры стали будут существенным образом сказываться на прочностных и пластических характеристиках металла, определяя, в конечном итоге, срок службы изделия. Выявить закономерности, связывающие параметры структуры и прочностные свойства материала, вскрыть физическую природу процесса эволюции свойств, позволяют оценки механизмов упрочнения. Оценку механизмов упрочнения осуществляли, используя широко апробированные выражения, приведенные ниже.

Основными вкладами в сопротивление деформированию являются [27–33]: $\sigma_0 = 35$ МПа – напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке α -железа; $\sigma_{\text{тв}}$ – упрочнение твердого раствора на основе феррита атомами легирующих элементов; $\sigma_{\text{перл}}$ – упрочнение за счет перлита; $\sigma_{\text{д}}$ – упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации; $\sigma_{\text{ор}}$ – упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована; $\sigma_{\text{д}}$ – упрочнение внутренними дальнедействующими полями напряжений; $\sigma_{\text{с}}$ – субструктурное упрочнение.

Оценку твердорастворного упрочнения стали, обусловленного атомами углерода и другими легирующими элементами, осуществляли, используя эмпирическое выражение вида [31, 32]:

$$\sigma_{\text{тв}} = \sum_{i=1}^n C_i k_i, \quad (4)$$

где k_i – коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой прирост прочности материала на пределе текучести при растворении в нем 1 мас.% легирующего элемента, значение которого для различных элементов определяется эмпирически; C_i – концентрация i -того элемента,

растворенного в феррите, мас.%. Под i -тым элементом имеются ввиду элементы в количествах, имеющих в этот момент в α -твердом растворе.

Упрочнение за счет перлитной составляющей определяли по соотношению [27]:

$$\sigma_{\text{перл}} = k_y (4,75r)^{-1/2} PV, \quad (5)$$

где PV – объемная доля перлита; r – расстояние между частицами Fe_3C ; $k_y = 2 \cdot 10^{-2} \text{ Па} \cdot \text{м}^{1/2}$ – коэффициент упрочнения феррита.

Напряжение, необходимое для поддержания пластической деформации, т. е. напряжение течения σ , необходимое для преодоления движущимися дислокациями (носителями деформации) сил взаимодействия с неподвижными дислокациями (дислокациями «леса»), связано со скалярной плотностью дислокаций следующим соотношением [27]:

$$\sigma_l = \tau \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (6)$$

где τ – ориентационный множитель (фактор Шмида); α – безразмерный коэффициент, меняющийся в пределах 0,05–0,60 в зависимости от типа дислокационного ансамбля (в настоящей работе принято $\alpha = 0,25$, $\tau \alpha = 1$); G – модуль сдвига материала матрицы ($G = 80 \text{ ГПа}$); b – вектор Бюргерса дислокации (0,25 нм); ρ – среднее значение скалярной плотности дислокаций.

Упрочнение стали, учитывающее присутствие некогерентных частиц второй фазы, осуществляли, используя соотношение [29]:

$$\sigma_{\text{ор}} = B \frac{mGb}{2\pi(|r-R|)} \Phi \cdot \ln\left(\frac{|r-R|}{2b}\right), \quad (7)$$

Таблица 2
Количественные параметры структуры стали

Не разрушенный		Перлит			Феррит	
Разрушенный		Фрагментированный	Не фрагментированный	Фрагментированный		
$\varepsilon = 15\%$						
Об. доля		70%	24%	3%	1%	2%
Поперечный размер прослойки α -фазы, нм		160	120	120		
Размер фрагментов, нм		–	–	120×400	–	400
Fe_3C	размер, нм	d = 16	12×280	12×160		
	об. доля	12%	8,7%	1,5%		
Доля углерода		0,8%	0,6%	0,11%		
$\rho_{\alpha} \times 10^{10}, \text{ см}^{-2}$		1,91	2,06	2,08	2,21	~0
$\rho_{\pm} \times 10^{10}, \text{ см}^{-2}$		1,54	1,96	2,08	2,21	
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{ см}^{-1}$		385	490	550 = 520 _{пл} + 30 _{упр}	690 = 550 _{пл} + 140 _{упр}	745 = 0 _{пл} + 745 _{упр}
$\varepsilon = 30\%$						
Об. доля		65%	20%	12%	0	3%
Поперечный размер прослойки α -фазы, нм		160	120	120		
Размер фрагментов, нм		–	–	120×200	–	200
Fe_3C	размер, нм	d = 18	16×280	12×160		
	об. доля	12%	4,8%	0,92%		
Доля углерода		0,8%	0,34%	0,07%		
$\rho_{\alpha} \times 10^{10}, \text{ см}^{-2}$		2,18	2,50	1,59		~0
$\rho_{\pm} \times 10^{10}, \text{ см}^{-2}$		1,76	2,26	1,59		

$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{ см}^{-1}$		440	565	435 = 395 _{пл} + 40 _{упр}	745 = 0 _{пл} + 745 _{упр}
$\varepsilon = 50\%$					
Об. доля		0	60%	40%	0
Размер фрагментов, нм				200	
Fe ₃ C в α -фазе (внутри фр.) об. доля	размер, нм		d = 12; r = 16	d = 16; r = 20	
		1,8%	2,7%		
Доля углерода в α -фазе			0,12%	0,19%	
Fe ₃ C в прослойках Fe ₃ C (на гр. фр.) об. доля	размер, нм		d = 14; r = 20	d = 16; r = 30	
		2,7%	1,2%		
Доля углерода			0,19%	0,09%	
$\rho_{\alpha} \times 10^{10}, \text{ см}^{-2}$			2,25	0	
$\rho_{\pm} \times 10^{10}, \text{ см}^{-2}$			2,25		
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{ см}^{-1}$			575 = 560 _{пл} + 15 _{упр}	55 = 0 _{пл} + 55 _{упр}	

Таблица 3
Средние по материалу параметры тонкой структуры
стали при разной степени пластической деформации

Средние параметры структуры	$\varepsilon = 15 \%$	$\varepsilon = 30 \%$	$\varepsilon = 50 \%$
$\rho_{\alpha} \times 10^{-10}, \text{ см}^{-2}$	1,92	2,11	1,35
$\rho_{\pm} \times 10^{-10}, \text{ см}^{-2}$	1,63	1,79	1,35
$\chi = \chi_{\text{пл}} + \chi_{\text{упр}}, \text{ см}^{-1}$	425 = 410 _{пл} + 15 _{упр}	470 = 445 _{пл} + 25 _{упр}	365 = 335 _{пл} + 30 _{упр}

где R – средний размер частиц; r – расстояние между центрами частиц; Φ – множитель, зависящий от типа дислокации ($\Phi = 1$); B – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице ($B = 0,85$).

Деформация сопровождается формированием в стали внутренних полей напряжений. Величину пластической составляющей внутренних полей напряжений можно оценить, исходя из соотношения [28]:

$$\sigma_{\text{пл}} = m\alpha G b \sqrt{\rho_{\pm}}, \quad (8)$$

Величину упругой составляющей внутренних полей напряжений оценивают, исходя из соотношения [28]:

$$\sigma_{\text{упр}} = m\alpha G t \chi_{\text{упр}}, \quad (9)$$

где t – толщина фольги, принятая равной 200 нм; $\chi_{\text{упр}}$ – упругая составляющая кривизны-кручения кристаллической решетки.

Таблица 4

**Величины вкладов различных механизмов в упрочнение стали
в различных морфологических составляющих и в целом по материалу
при разной степени пластической деформации**

Вклады	Перлит			Феррит		В материале
	Не разрушен- ный	Разрушен- ный	Фрагменти- рованный	Не фрагменти- рованный	Фрагменти- рованный	
$\varepsilon = 15 \%$						
Об. доля	70 %	24 %	3 %	1 %	2 %	100 %
$\sigma_{\text{л}}$, МПа	275	285	290	295	0	273
$\sigma_{\text{пл}}$, МПа	250	280	290	295	0	254
$\sigma_{\text{упр}}$, МПа	0	0	40	190	1010	20
$\sigma_{\text{с}}$, МПа	–	–	550	–	350	25
σ_0 , МПа	35	35	35	35	35	35
$\sigma_{\text{тв}}$, МПа	80	80	260	1400	1400	130
$\sigma_{\text{перл}}$, МПа	570	250	0			460
$\sigma_{\text{ор}}$, МПа			135	0	0	5
$\varepsilon = 30 \%$						
Об. доля	65 %	20 %	12 %	0	3 %	100 %
$\sigma_{\text{л}}$, МПа	295	315	250		0	285
$\sigma_{\text{пл}}$, МПа	265	300	250		0	262
$\sigma_{\text{упр}}$, МПа	0	0	55		1010	35
$\sigma_{\text{с}}$, МПа	–	–	835		750	125
σ_0 , МПа	35	35	35		35	35
$\sigma_{\text{тв}}$, МПа	80	315	190		1400	180
$\sigma_{\text{перл}}$, МПа	570	250	0			420
$\sigma_{\text{р}}$, МПа			135			15
$\varepsilon = 50 \%$						
Об. доля	0	60 %	40 %	0	0	100 %
$\sigma_{\text{л}}$, МПа		300	0			180
$\sigma_{\text{пл}}$, МПа		300	0			180
$\sigma_{\text{упр}}$, МПа		20	75			95
$\sigma_{\text{с}}$, МПа		–	750			300
σ_0 , МПа		35	35			35
$\sigma_{\text{тв}}$, МПа		315	300			310
$\sigma_{\text{перл}}$, МПа		250	0			150
$\sigma_{\text{ор}}$, МПа		1120	645			930

Величина субструктурного упрочнения оценивалась по соотношению [31]:

$$\sigma_{\text{с}} = k_{\text{с}} \cdot d^{-1}, \quad (10)$$

где $k_{\text{с}} = 15 \cdot 10^{-4}$ Н/мм; d – размер фрагментов.

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 [27, 31–33]:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{\text{тв}} + \sigma_{\text{перл}} + \sigma_{\text{ор}} + \sigma_{\text{с}} + \sqrt{(\sigma_{\text{д}}^2 + \sigma_{\text{л}}^2)}. \quad (11)$$

Дислокационные механизмы, действующие внутри отдельного зерна локально и неоднородно, какими являются $\sigma_{\text{л}}$ и $\sigma_{\text{д}}$, оказываются разными по амплитуде, месту действия и физическому смыслу, поэтому их суммирование должно проводиться в квадратичном приближении.

В таблицах 2, 3 приведены результаты количественного анализа структуры стали, полученные в [20, 21] и в настоящей работе, что позволило провести оценки механизмов упрочнения стали (табл. 3).

Анализируя результаты, приведенные в таблице 4, можно отметить следующее. Во-первых, прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов. Во-вторых, прочность металла рельсов зависит от степени деформации сжатием. В-третьих, прочность металла резко увеличивается при больших степенях деформации. В-четвертых, основными механизмами упрочнения металла при больших степенях деформации являются упрочнение некогерентными частицами.

Заключение

На основе данных о структурно-фазовых состояниях, дефектной субструктуре рельсовой стали, полученных методами современного физического материаловедения, выполнен количественный анализ механизмов упрочнения рельсовой стали, подвергнутой деформации сжатием до степени 50 %. Оценены вклады, обусловленные трением решетки, твердорастворным упрочнением, упрочнением за счет перлита, некогерентными частицами цемента, дислокационной и фрагментированной субструктурой и внутренними полями напряжений. Проведена оценка общего предела текучести стали в первом приближении, основанном на принципе аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (проект СП-4517.2021.1).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рыбин В.В. *Большие пластически деформации и разрушение металлов*. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
2. Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И., Целлермаер В.Я., Иванов Ю.Ф. и др. *Физика и механика волочения и объемной штамповки*. М.: недра, 1997. 293 с.
3. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. *Структурные уровни деформации твердых тел*. Новосибирск: Наука, 1985. 229 с.
4. Raabe D., Kumar R. Tensile deformation characteristics of bulk ultrafine-grained austenitic stainless steel produced by thermal cycling // *Scripta Materialia*. 2012. № 66. Pp. 634–637.
5. Skakov M.K., Uazyrkhanova G.K., Popova N.A., Scheffler M. Influence of heat treatment and deformation on the phase-structural state of steel 30CrMnSiA // *Key Engineering Materials*. 2013. Vol. 531–532. Pp. 13–17.
6. Zrník J., Dobatkin S., Raab G., Fujda M., Kraus L. Ultrafine grain structure development in steel with different initial structure by severe plastic deformation // *Revista Materia*. 2010. Vol. 15. № 2. Pp. 240–246.
7. Pan R., Ren R., Chen C., Zhao X. Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear // *Materials Characterization*. 2017. Vol. 132. Pp. 397–404.
8. Vinogradov A., Estrin Y. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. 2018. Vol. 95. Pp. 172–242.
9. Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. № 18. Pp. 5555–5570.
10. Yahyaoui H., Sidhom H., Braham C., Baczmanski A. Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling // *Materials & Design*. 2014. Vol. 55. Pp. 888–897.
11. Ветер В.В., Жулейкин С.Г., Игнатенко Л.Н. и др. Градиентные структуры, возникающие при пластической деформации перлитной стали // *Известия АН. Серия физическая*. 2003. Т. 67. № 10. С. 1375–1379.
12. Wang Y., Tomota Y., Harjo S., Gong W., Ohmura T. In-situ neutron diffraction during tension-compression cyclic deformation of a pearlite steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 676. Pp. 522–530.

13. Ivanov Yu.A., Gromov V.E., Yuriev A.B., Kormyshev V.E., Rubannikova Yu.A., Semin A.P. Deformation strengthening mechanisms of rails in extremely long-term operation // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 11. Pp. 710–718.
14. Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. *Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation*. Millersville, PA, USA: Materials Research Forum LLC, 2021. 190 p.
15. Ivanov Yu.A., Yuriev A.B., Chen X., Kosterev V.B., Gromov V.E. Physical nature of strengthening mechanisms during extremely long-term operation of rails // *Известия АлтГУ. Физика*. 2021. № 1 (117). С. 33–39.
16. Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Kuznetsov R.V., Gromov V.E., Shliarova Yu.A., Semin A.P., Sundeev R.V. Fine structure formation in rails under ultra long-term operation // *Materials Letters*. 2022. Vol. 309. P. 131378.
17. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Qin R.S., Peregudov O.A., Aksenova K.V., Semina O.A. Degradation of structure and properties of rail surface layer at long-term operation // *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 2017. Vol. 33(12). Pp. 1473–1478.
18. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. *Microstructure of quenched rails*. Cambridge, ISP Ltd, 2016. 153 p.
19. Gromov V.E., Yuriev A.A., Peregudov O.A., Kononov S.V.; Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Semin A.P. Physical nature of surface structure degradation in long term operated rails // *AIP Conference Proceedings*. 2017. Vol. 1909. P. 020066.
20. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Аксенова К.В., Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Ващук Е.С. Эволюция структуры рельсовой стали при сжатии // *Деформация и разрушение материалов*. 2022. № 8. С. 9–14.
21. Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С., Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022. № 10. С. 43–48.
22. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016. 196 p.
23. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014. 717 p.
24. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.
25. Хирш П., Хови А., Николсон П., Пэшли Д., Уэлан М. *Электронная микроскопия тонких кристаллов*. М.: Мир, 1968. 574 с.
26. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Козлов Э.В. Развороты кристаллической решетки и стадии пластической деформации // *Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклинаций*. Л.: ФТИ, 1984. С. 161–164.
27. Пикеринг Ф.Б. *Физическое металловедение и обработка сталей*. М.: Металлургия, 1982. 184 с.
28. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А. *Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь*. Saarbrücken: LAPLAMBERT Academic Publishing, 2017. 145 с.
29. Yao M.J., Welsch E., Ponge D., Haghighat S.M.H., Sandlöbes S., Choi P., Herbig M., Bleskov I., Hickel T., Lipinska-Chwalek M., Shanthraj 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.
30. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. *Структура перлита и конструктивная прочность стали*. Новосибирск: ВО «Наука». Сибирская издательская фирма, 1993. 280 с.
31. 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.
32. Sieurin H., Zander J., Sandström R. Modelling solid solution hardening in stainless steels // *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. Vol. 415. Pp. 66–71.
33. Пинка Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей // *Металловедение и термическая обработка стали*. 1979. № 7. С. 3–8.

REFERENCES

1. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheski deformacii i razrushenie metallov* [Large plastic deformations and destruction of metals]. Moscow: Metallurgy, 1986. 224 p.
2. Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazajkin V.I., Cellermaer V.Ya., Ivanov Yu.F. i dr. *Fizika i mekhanika volocheniya i ob'emnoj shtampovki* [Physics and mechanics of drawing and volume stamping]. М.: Nedra, 1997. 293 p.
3. Panin V.E., Lihachev V.A., Grinyaev Yu.V. *Strukturnye urovni deformacii tverdyh tel* [Structural levels of deformation of solids]. Novosibirsk: Nauka, 1985. 229 p.

4. Raabe D., Kumar R. Tensile deformation characteristics of bulk ultrafine-grained austenitic stainless steel produced by thermal cycling // *Scripta Materialia*. 2012. № 66. Pp. 634–637.
5. Zrnik J., Dobatkin S., Raab G., Fujda M., Kraus L. Ultrafine grain structure development in steel with different initial structure by severe plastic deformation // *Revista Materia*. 2010. Vol. 15. № 2. Pp. 240–246.
6. Zrnik J., Dobatkin S., Raab G., Fujda M., Kraus L. Ultrafine grain structure development in steel with different initial structure by severe plastic deformation // *Revista Materia*. 2010. Vol. 15. № 2. Pp. 240–246.
7. Pan R., Ren R., Chen C., Zhao X. Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear // *Materials Characterization*. 2017. Vol. 132. Pp. 397–404.
8. Vinogradov A., Estrin Y. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. 2018. Vol. 95. Pp. 172–242.
9. Ivanisenko Yu., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. № 18. Pp. 5555–5570.
10. Yahyaoui H., Sidhom H., Braham C., Baczanski A. Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling // *Materials & Design*. 2014. Vol. 55. Pp. 888–897.
11. Veter V.V., Zhulejkin S.G., Ignatenko L.N. i dr. Gradientnye struktury, vznikayushchie pri plasticheskoy deformatsii perlitnoy stali [Gradient structures arising during plastic deformation of pearlitic steel]. *Izvestiya AN. Seriya fizicheskaya* [Izvestiya AN. Physical series]. 2003. Vol. 67. No. 10. Pp. 1375–1379.
12. Wang Y., Tomota Y., Harjo S., Gong W., Ohmura T. In-situ neutron diffraction during tension-compression cyclic deformation of a pearlite steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 676. Pp. 522–530.
13. Ivanov Yu.A., Gromov V.E., Yuriev A.B., Kormyshev V.E., Rubannikova Yu.A., Semin A.P. Deformation strengthening mechanisms of rails in extremely long-term operation // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 11. Pp. 710–718.
14. Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. *Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation*. Millersville, PA, USA: Materials Research Forum LLC, 2021. 190 p.
15. Ivanov Yu.A., Yuriev A.B., Chen X., Kosterev V.B., Gromov V.E. Physical nature of strengthening mechanisms during extremely long-term operation of rails. *Izvestiya AltGU. Fizika* [News of AltGU. Physics]. 2021. № 1 (117). Pp. 33–39.
16. Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Kuznetsov R.V., Gromov V.E., Shliarova Yu.A., Semin A.P., Sundeev R.V. Fine structure formation in rails under ultra long-term operation // *Materials Letters*. 2022. Vol. 309. P. 131378.
17. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Qin R.S., Peregodov O.A., Aksenova K.V., Semina O.A. Degradation of structure and properties of rail surface layer at long-term operation // *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 2017. Vol. 33(12). Pp. 1473–1478.
18. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. *Microstructure of quenched rails*. Cambridge, ISP Ltd, 2016. 153 p.
19. Gromov V.E., Yuriev A.A., Peregodov O.A., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Semin A.P. Physical nature of surface structure degradation in long term operated rails // *AIP Conference Proceedings*. 2017. Vol. 1909. P. 020066.
20. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Aksenova K.V., Kuznetsov R.V., Kormyshev V.E., Vashchuk E.S. Evolyuciya struktury rel'sovoj stali pri szhatii [Evolution of the structure of rail steel under compression]. *Deformatsiya i razrushenie materialov* [Deformation and destruction of materials]. 2022. No. 8. Pp. 9–14.
21. Aksenova K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vashchuk E.S., Peregodov O.A. Evolyuciya struktury plastinchatogo perlita rel'sovoj stali pri deformatsii szhatiem [Evolution of the structure of lamellar perlite of rail steel under compression deformation]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya* [Izvestiya vuzov. Ferrous metallurgy]. 2022. No. 10. Pp. 43–48.
22. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016. 196 p.
23. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014. 717 p.
24. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.
25. Hirsh P., Hovi A., Nikolson P., Peshli D., Uelan M. *Elektronnaya mikroskopiya tonkih kristallov* [Electron microscopy of thin crystals]. M.: Mir, 1968. 574 p.
26. Koneva N.A., Lychagin D.V., Teplyakova L.A., Kozlov E.V. Razvoroty kristallicheskoj reshetki i stadii plasticheskoy deformatsii [Turns of the crystal lattice and stages of plastic deformation]. *Eksperimental'noe issledovanie i teoreticheskoe opisanie disklinacij* [Experimental study and

- theoretical description of disclinations]. L.: FTI, 1984. Pp. 161–164.
27. Pikerin F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i obrabotka stalej* [Physical metallurgy and processing of steels]. Moscow: Metallurgy, 1982. 184 p.
28. Koneva N.A., Kiseleva S.F., Popova N.A. *Evoluciya struktury i vnutrennie polya napryazhenij. Austenitnaya stal'* [Structure evolution and internal stress fields. Austenitic steel]. Saarbrücken: LAPLAMBERT Academic Publishing. 2017. 145 p.
29. 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., Zaeferrer 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.
30. Tushinskij L.I., Bataev A.A., Tihomirova L.B. *Struktura perlita i konstruktivnaya prochnost' stali* [Pearlite structure and structural strength of steel]. Novosibirsk: VO "Nauka". Siberian publishing company, 1993. 280 p.
31. Belen'kij B.Z., Farber B.M., Gol'dshtejn M.I. Ocenki prochnosti malouglerodistykh nizkolegированных stalej po strukturnym dannym [Estimates of the strength of low-carbon low-alloy steels according to structural data]. *FMM*. 1975. Vol. 39. No. 3. Pp. 403–409.
32. Sieurin H., Zander J., Sandström R. Modelling solid solution hardening in stainless steels // *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. Vol. 415. Pp. 66–71.
33. Prnka T. Kolichestvennye sootnosheniya mezhd parametrami dispersnyh vydelenij i mekhanicheskimi svojstvami stalej [Quantitative relationships between the parameters of dispersed precipitates and the mechanical properties of steels]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali* [Metal Science and Thermal Treatment of Steel]. 1979. No. 7. Pp. 3–8.
-
-

Сведения об авторах

¹ **Аксёнова Крестина Владимировна**, канд. техн. наук, доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля

² **Ващук Екатерина Степановна**, канд. техн. наук, доцент кафедры естественно-научных дисциплин

¹ **Шлярова Юлия Андреевна**, аспирантка кафедры естественно-научных дисциплин

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, Российская Федерация, ул. Кирова, 42

² Филиал Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске
653039, г. Прокопьевск, Российская Федерация, ул. Ноградская, 19а

Information about authors

¹ **Aksyonova Krestina V.**, Cand. of Tech. Sciences, Associate Professor of the Department of Natural Sciences named after prof. V.M. Finkel

² **Vashchuk Ekaterina S.**, Cand. of Tech. Sciences, Associate Professor of the Department of Natural Sciences

¹ **Shlyarova Julia A.**, Postgraduate Student of the Department of Natural Sciences

¹ Siberian State Industrial University
654007, Novokuznetsk, Russian Federation, st. Kirova, 42

² Branch of Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev in Prokopyevsk
653039, Prokopyevsk, Russian Federation, st. Nogradskaya, 19a