

Механизмы упрочнения рельсовой стали при деформации сжатием

© Громов Виктор Евгеньевич¹, д-р физ.-мат. наук; Шлярова Юлия Андреевна¹; Иванов Юрий Федорович², д-р физ.-мат. наук; Ефимов Михаил Олегович¹; Панченко Ирина Алексеевна¹, канд. техн. наук; Кузнецов Роман Вадимович¹; Кормышев Василий Евгеньевич¹, канд. техн. наук

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия.*

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

² *Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия. E-mail: yuf55@mail.ru*

Методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ эволюции структуры и дефектной субструктуры рельсовой стали при одноосном сжатии до степени 50 %. Выявлено, что деформационное упрочнение имеет многостадийный характер и сопровождается фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся с ростом деформации и снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций. Обнаружено разрушение пластин цементита, протекающее по механизмам их растворения и разрезания подвижными дислокациями. Проведен количественный анализ механизмов упрочнения и показано, что наибольший вклад обеспечивают дальнотянущие поля напряжений и упрочнение некогерентными частицами второй фазы.

Ключевые слова: механизмы упрочнения, рельсовая сталь, сжатие, структура, дислокации, перлит.

Transmission electron microscopy was used to analyze the evolution of the structure and defective substructure of rail steel under uniaxial compression up to 50 %. It is revealed that the strain hardening has a multi-stage nature and is accompanied by the fragmentation of pearlite grains, which increases with an increase in deformation and a decrease in the scalar and excess dislocation density. Fracture of cementite plates proceeding through the mechanisms of their dissolution and cutting by mobile dislocations is revealed. A quantitative analysis of hardening mechanisms has been carried out and it has been shown that the long-range stress fields and hardening by incoherent particles of the second phase provide the greatest contribution.

Keywords: hardening mechanisms, rail steel, compression, structure, dislocations, pearlite.

Введение

Знание закономерностей формирования структуры и свойств рельсовой стали при различных видах пластической деформации необходимо для управления процессом деформационного упрочнения.

Рассмотрение свойств, характеризующих сопротивление разрушению, показало принципиальную возможность эффективного деформационного упрочнения сталей различных классов при условии его рационального применения [1, 2]. При выборе для каждой конкретной стали наиболее целесообразной

технологической схемы деформационной обработки изучают зависимость эффекта упрочнения от структурного состояния материала перед деформацией и параметры режима этой обработки, устанавливают причинно-следственные связи между явлениями, определяющими формирование структуры и свойств.

В работах [3–8] сформирован банк данных об эволюции структурно-фазовых состояний и свойств длинномерных рельсов при различных сроках эксплуатации, что можно рассматривать как основу физического материаловедения рельсовой стали. Однако ряд

важных вопросов не получили надлежащего развития. Явно недостаточное внимание уделено дислокационной субструктуре рельсовой стали и ее эволюции в ходе деформации. Особенно это касается количественных параметров дислокационного ансамбля. Слабое внимание уделено процессам фрагментации. Внутренние поля напряжений изучались в основном методом рентгеноструктурного анализа, исследованию локальных полей напряжений уделялось мало внимания.

Рельсы – важный стратегический продукт, поэтому проблема формирования и эволюции структуры и свойств рельсов при пластической деформации является актуальной научно-технической задачей [9–14]. В работах [15, 16] выполнен анализ структурно-фазовых состояний и свойств рельсовой стали, из которой изготавливаются 100-метровые дифференцированно закаленные рельсы при сжатии и растяжении.

Цель данной работы – количественный анализ механизмов упрочнения рельсовой стали при сжатии.

Материал и методы исследования

В качестве материала исследования использовали образцы рельсовой стали Э76ХФ, свойства и элементный состав которой регламентируются ГОСТ Р 51685–2013 [17] (табл. 1). Деформацию одноосным сжатием образцов размерами 10×5×5 мм осуществляли при комнатной температуре на испытательной машине Instron 3369 при скорости нагружения 1,2 мм/мин и автоматической записи нагрузки и размеров образца.

Структуру металла исследовали методами просвечивающей (метод тонких фольг) электронной дифракционной микроскопии (прибор JEOL JEM 2100F). Фольги готовили мето-

дом электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из средней части столбика параллельно поверхности нагружения. Анализировали структурно-фазовое состояние стали, подвергнутой деформированию на 15, 30 и 50 %. Образцы стали Э76ХФ при испытании на сжатие не удалось довести до разрушения, поскольку они сплющились из-за того, что исследуемая сталь способна достаточно сильно деформироваться без разрушения.

Скалярную плотность дислокаций каждого типа дислокационной субструктуры (ДСС) определяли по методикам [18–21]. Ее значения рассчитывали по формуле:

$$\langle \rho \rangle = M/t(n_1/l_1 + n_2/l_2), \quad (1)$$

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:

$$\rho = \sum_{i=1}^Z P_{vi} \rho_i, \quad (2)$$

где P_{vi} – объемная доля материала, занятого i -тым типом ДСС; Z – число типов ДСС; ρ_i – скалярная плотность дислокаций в i -том типе ДСС.

Избыточную плотность дислокаций рассчитывали по градиенту разориентировки [22]:

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

где b – вектор Бюргерса; $\chi = \partial\phi/\partial\lambda$ – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки; $\partial\phi$ – угол наклона фольги в колон-

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

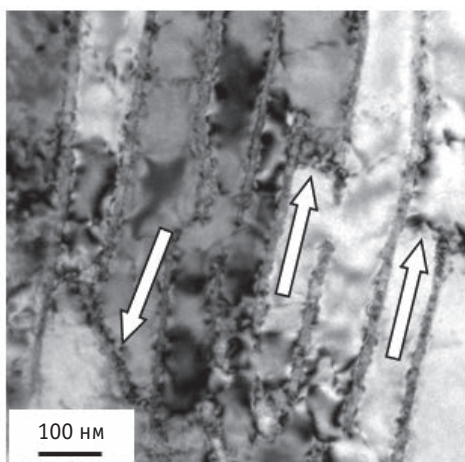


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение фрагментированной структуры стали при деформации $\epsilon = 50\%$ (стрелками указаны малоугловые границы, присутствующие в ферритных пластинах колонии перлита)

не микроскопа, Δl – смещение контура экстинкции.

Результаты и их обсуждение

Ранее в работах [23, 24] было показано, что в структуре исходного состояния исследуемой стали по морфологическому признаку можно выделить следующие составляющие: зерна перлита пластинчатой морфологии, зерна феррито-карбидной смеси (зерна нерегулярного перлита) и зерна структурно свободного феррита (зерна феррита, в объеме которых нет частиц карбидной фазы). Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита, относительное содержание которых в материале $\approx 0,7$; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – $0,27$; остальное ($0,03$) – зерна структурно свободного феррита. В объеме всех указанных выше структурных составляющих стали наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций или, реже, дислокационных сеток.

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 $\epsilon = 50\%$ примерно $0,4$ 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 ($\epsilon = 15\%$) до 200 нм ($\epsilon = 50\%$).

Характерное электронно-микроскопическое изображение структуры перлита, формирующейся при данной степени деформации, приведено на рис. 1. Фрагменты, формирующиеся в пластинах феррита, разделены малоугловыми границами (границы указаны стрелками).

Выявлена фрагментация пластин цементита. Установлено, что размер фрагментов изменяется в пределах $15\text{--}20\text{ нм}$ 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 $2\text{--}4\text{ нм}$.

Деформация зерен перлита сопровождается преобразованием дислокационной субструктуры стали. В структуре исходной стали дислокации были распределены квазиравномерно по объему пластин феррита (рис. 2, а). Деформация стали приводит к формированию скоплений дислокаций вокруг частиц цементита (рис. 2, б). Увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной плотности дислокаций, расположенных в объеме фрагментов с $2,1 \cdot 10^{10}\text{ см}^{-2}$ ($\epsilon = 15\%$) до $0,6 \cdot 10^{10}\text{ см}^{-2}$ ($\epsilon = 50\%$). Это может быть обусловлено уходом дислокаций в малоугловые границы, а также их аннигиляцией. Ранее подобное изменение дислокационной субструктуры

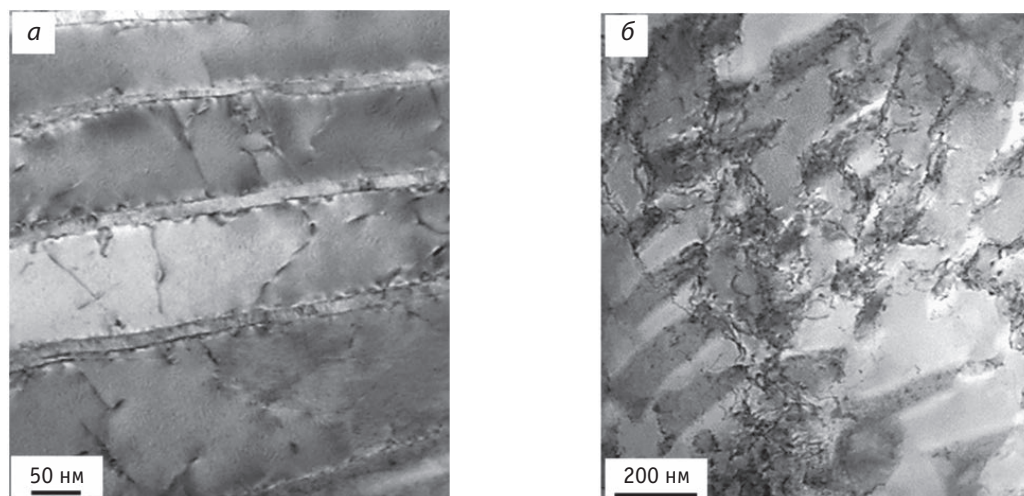


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры стали в исходном состоянии (а) и после деформации сжатием при $\epsilon = 50\%$ (б)

в формирующихся при деформации фрагментах наблюдали в работах [25, 26].

Анализ дефектной субструктуры деформированной стали методами просвечивающей электронной микроскопии выявил на электронно-микроскопических изображениях структуры стали изгибные экстинкционные контуры (рис. 3). Их наличие указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки данной области материала, а следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу и, соответственно, упрочняющие материал [23, 24]. Анализируя изгибные контуры экстинкции, можно указать источники внутренних полей напряжений, т.е. выявить концентраторы напряжений и оценить их относительную величину. В результате выполненных в настоящей работе исследований 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.

На основе полученных результатов исследования структурно-фазовых состояний и дефектной структуры рельсовой стали, подвергнутой деформации сжатием, были проведены оценки величины вкладов основных механизмов торможения движущихся дисло-

каций и определен аддитивный предел текучести σ . Ранее такие оценки были сделаны для объемно- и дифференцированно закаленных рельсов после различных объемов пропущенного тоннажа [27, 28].

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{\text{тв}} + \sigma_{\text{перл}} + \sigma_{\text{ор}} + \sigma_{\text{с}} + \sqrt{(\sigma_{\text{д}}^2 + \sigma_{\text{л}}^2)}. \quad (4)$$

Эта формула охватывает практически все вклады в сопротивление деформированию. Здесь σ_0 – напряжение трения дисло-

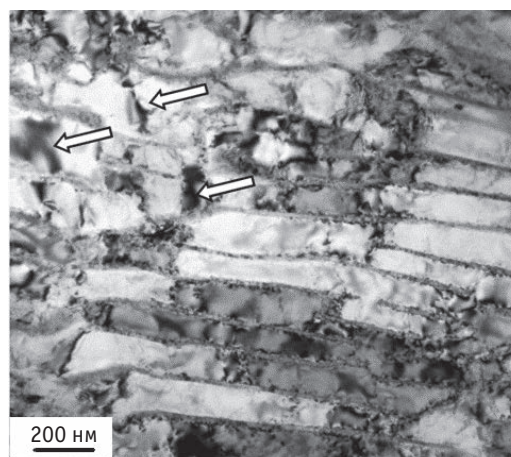


Рис. 3. Структура деформированной рельсовой стали ($\epsilon = 50\%$) (стрелками указаны изгибные контуры экстинкции)

каций в кристаллической решетке α -железа; $\sigma_{\text{тв}}$ – упрочнение твердого раствора на основе феррита атомами легирующих элементов; $\sigma_{\text{перл}}$ – упрочнение за счет перлита; $\sigma_{\text{ор}}$ – упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована; $\sigma_{\text{д}}$ – упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации; $\sigma_{\text{л}}$ – упрочнение внутренними дальнедействующими полями напряжений; $\sigma_{\text{с}}$ – субструктурное упрочнение.

Напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке α -железа $\sigma_0 = 35$ МПа [1, 2].

Упрочнение твердого раствора на основе феррита атомами легирующих элементов определяется по соотношению [28, 29]:

$$\sigma_{\text{тв}} = \sum_{i=1}^n C_i k_i \quad (5)$$

где k_i – коэффициент вклада, представляющий прирост прочности материала на пределе текучести при растворении в нем 1 мас. % легирующего элемента; C_i – концентрация i -того элемента. Под i -тым элементом имеются в виду Mn, Si, Cr, Ni, Mo, Al, P, V, Ti, Cu в количествах, находящихся в этот момент в α -твердом растворе.

Упрочнение за счет перлита определяется по соотношению [28, 30]:

$$\sigma_{\text{перл}} = k_y (4,75r)^{-1/2} P_v \quad (6)$$

где P_v – объемная доля перлита; r – расстояние между частицами Fe_3C ; $k_y = 1,5$ – $2,5 = 2$ кГс·мм^{1/2}.

Упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована оценивается по соотношению [28, 31]:

$$\sigma_{\text{ор}} = B \frac{mGb}{2\pi(|r-R|)} \Phi \cdot \ln\left(\left|\frac{r-R}{4b}\right|\right), \quad (7)$$

где R – средний размер частиц; r – расстояние между центрами частиц; $\Phi = 1$ – множитель, зависящий от типа дислокации; $B = 0,85$ – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице; m – ориентационный множитель, для ОЦК-металлов равный 2,75.

Упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации, оценивается по соотношению [1, 28, 32]:

$$\sigma_{\text{л}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (8)$$

где m – ориентационный множитель (или фактор Шмида); α – безразмерный коэффициент, меняющийся в пределах 0,05–0,60 в зависимости от типа дислокационного ансамбля (в настоящей работе принято $\alpha = 0,25$); $G = 80000$ – модуль сдвига материала матрицы, МПа; $b = 2,5 \cdot 10^{-7}$ – вектор Бюргерса, мм; ρ – среднее значение скалярной плотности дислокаций.

$$m\alpha = 1.$$

Упрочнение внутренними дальнедействующими полями напряжений:

$$\sigma_{\text{д}} = m\alpha_{\text{с}} Gb\sqrt{\rho_{\pm}} = m\alpha_{\text{с}} G\sqrt{b\chi} = \sigma_{\text{пл}} + \sigma_{\text{упр}}, \quad (9)$$

где $\alpha_{\text{с}} = 0,5$ – коэффициент Струнина.

Величину пластической составляющей внутренних полей напряжений оценивают, исходя из соотношения [1, 28, 32]:

$$\sigma_{\text{пл}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}}. \quad (10)$$

Величину упругой составляющей оценивают, исходя из соотношения [1, 28, 32]:

$$\sigma_{\text{упр}} = m\alpha Gt\chi_{\text{упр}}, \quad (11)$$

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

Величина субструктурного упрочнения оценивалась по соотношению [29]:

$$\sigma_{\text{с}} = k_{\text{с}} \cdot d^{-1}, \quad (12)$$

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

Анализируя результаты, приведенные в табл. 2, 3 и 4, можно отметить, что прочность рельсовой стали является величиной многофакторной, определяется совместимым действием физических механизмов и зависит от степени деформации. Основными механизмами упрочнения рельсовой стали при сжатии являются дальнедействующие внутренние поля напряжений и наличие некогерентных частиц второй фазы.

Таблица 2

Количественные параметры структуры стали в различных морфологических составляющих при разной степени пластической деформации

Параметры структуры		Перлит			Феррит	
		не разрушенный	разрушенный	фрагментированный	не фрагментированный	фрагментированный
$\epsilon = 15 \%$						
Об. доля, %		70	24	3	1	2
Поперечный размер прослойки α -фазы, нм		160	120	120		
Размер фрагментов, нм		–	–	120×400	–	400
Fe ₃ C	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	650 = 520 + 30	1090 = 550 + 140	745 = 0 + 745
$\epsilon = 30 \%$						
Об. доля, %		65	20	12	0	3
Поперечный размер прослойки α -фазы, нм		160	120	120		
Размер фрагментов, нм		–	–	120×200	–	200
Fe ₃ C	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 + 40		745 = 0 + 745
$\epsilon = 50 \%$						
Об. доля, %		0	60	40	0	0
Размер фрагментов, нм				200		
Fe ₃ C в α -фазе (внутри фр.)	размер, нм		$d = 12; r = 16$	$d = 16; r = 20$		
	об. доля, %		1,8	2,7		
Доля углерода в α -фазе, %			0,12	0,19		
Fe ₃ C в прослойках Fe ₃ C (на гр. фр.)	размер, нм		$d = 14; r = 20$	$d = 16; r = 30$		
	об. доля, %		2,7	1,2		

Продолжение табл. 2

Параметры структуры	Перлит			Феррит	
	не разрушенный	разрушенный	фрагментированный	не фрагментированный	фрагментированный
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 + 15			55 = 0 + 55	

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 + 15	470 = 445 + 25	365 = 335 + 30

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 разрушенный	разрушенный	фрагментированный	не фрагментированный	фрагментированный	
ε = 15 %						
Об. доля, %	70	24	3	1	2	100
σ _л , МПа	275	285	290	295	0	273
σ _{пл} , МПа	250	280	290	295	0	254
σ _{упр} , МПа	0	0	40	190	1010	20

Продолжение табл. 4

Вклады	Перлит			Феррит		В материале
	не разрушенный	разрушенный	фрагментированный	не фрагментированный	фрагментированный	
σ_c , МПа	–	–	550	–	350	25
σ_0 , МПа	35	35	35	35	35	35
$\sigma_{тв}$, МПа	80	80	260	1400	1400	130
$\sigma_{перл}$, МПа	570	250	0			460
$\sigma_{ор}$, МПа			135	0	0	5
$\varepsilon = 30 \%$						
Об. доля, %	65	20	12	0	3	100
σ_d , МПа	295	315	250		0	285
$\sigma_{пл}$, МПа	265	300	250		0	262
$\sigma_{упр}$, МПа	0	0	55		1010	35
σ_c , МПа	–	–	835		750	125
σ_0 , МПа	35	35	35		35	35
$\sigma_{тв}$, МПа	80	315	190		1400	180
$\sigma_{перл}$, МПа	570	250	0			420
$\sigma_{ор}$, МПа			135			15
$\varepsilon = 50 \%$						
Об. доля, %	0	60	40	0	0	100
σ_d , МПа		300	0			180
$\sigma_{пл}$, МПа		300	0			180
$\sigma_{упр}$, МПа		20	75			95
σ_c , МПа		–	750			300
σ_0 , МПа		35	35			35
$\sigma_{тв}$, МПа		315	300			310
$\sigma_{перл}$, МПа		250	0			150
$\sigma_{ор}$, МПа		1120	645			930

Заключение

Проведен анализ эволюции дефектной субструктуры перлита пластинчатой морфо-

логии при одноосном сжатии образцов рельсовой стали Э76ХФ. Показано, что деформация стали сопровождается фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся по мере

увеличения степени деформации и достигающей при $\epsilon = 50\%$ примерно 0,4 объема исследуемой фольги. Установлено, что с увеличением степени деформации уменьшаются средние размеры фрагментов пластин феррита от 240 нм ($\epsilon = 15\%$) до 200 нм ($\epsilon = 50\%$).

Выявлена фрагментация пластин цементита, 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.

Выявлено формирование в процессе деформации стали неоднородной дислокационной субструктуры, обусловленное торможением дислокаций частицами цементита. Выполнен количественный анализ вкладов в величину деформационного упрочнения и установлено, что наибольший вклад дают дальнедействующие поля напряжений и упрочнение некогерентными частицами.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №19-32-60001 и Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках проекта по соглашению № 075-15-2021-709, уникальный идентификатор проекта RF-2296.61321X0037 (проведение контрольных измерений).

Литература

1. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. 174 с.
2. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Nikitina E.N. Bainitic constructional steel. Structure and Hardening Mechanisms. Cambridge: CISP Ltd., 2017. 120 p.
3. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kormyshev V.E., Yuriev A.A., Semin A.P., Rubannikova Yu.A. Change in Structural-Phase States and Properties of Lengthy Rails during Extremely Long-Term Operation // Progress in Physics of Metals. 2020. Vol. 21, No. 4. P. 527–553.
4. Yuriev A.A., Glezer A.M., Gromov V.E., Kormyshev V.E., Ivanov Yu.F., Semin A.P. Variation in the yield point of differentially quenched rails at severe plastic deformation // Letters on Materials. 2021. Vol. 11 (1). P. 100–103.
5. 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.
6. Громов В.Е., Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Глезер А.М. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 2. Структура и свойства головки рельсов после пропущенного тоннажа 1411 млн т // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 3. С. 53–61.
7. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Полевой Е.В., Рубанникова Ю.А., Кормышев В.Е. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 3. Структура и свойства рельсов после пропущенного тоннажа 1,77 млрд т // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2021. № 2. С. 81–87.
8. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Шлярова Ю.А., Полевой Е.В., Юрьев А.А. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 4. Формирование градиентов структурно-фазового состояния металла головки рельсов по центральной оси после пропущенного тоннажа 1770 млн т брутто // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2021. № 3. С. 37–46.
9. Pan R., Ren R., Chen C., Zhao X. Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear // Materials Characterization. 2017. Vol. 132. P. 397–404.
10. Vinogradov A., Estrin Y. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 95. P. 172–242.
11. Ivanisenko Yu., Lojowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nano-

- structure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51, No. 18. P. 5555–5570.
12. Yahyaoui H., Sidhom H., Braham C., Baczman-ski A. Effect of interlamellar spacing on the elastoplastic behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling // *Materials & Design*. 2014. Vol. 55. P. 888–897.
 13. Ветер В.В., Жулейкин С.Г., Игнатенко Л.Н. и др. Градиентные структуры, возникающие при пластической деформации перлитной стали // *Изв. АН. Сер. физическая*. 2003. Т. 67, № 10. С. 1375–1379.
 14. Wang Y., Tomota Y., Harjo S., Gong W., Ohmuraa T. In-situ neutron diffraction during tension-compression cyclic deformation of a pearlite steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 676. P. 522–530.
 15. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Аксенова К.В., Кузнецов Р.В., Ващук Е.С. Эволюция структуры рельсовой стали при сжатии // *Деформация и разрушение материалов*. 2022. № 8. С. 9–14.
 16. Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С., Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого перлитарельсовой стали при деформации сжатием // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2022. Т. 65, № 10. С. 47–57.
 17. ГОСТ Р 51685–2013. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия. М. : ФГУП «Стандартинформ», 2013.
 18. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel : Springer International Publishing, 2016. 196 p.
 19. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York : Springer, 2014. 717 p.
 20. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin : Springer International Publishing, 2016. 518 p.
 21. Хириш П., Хови А., Николсон П., Пэшли Д., Уэлан М. *Электронная микроскопия тонких кристаллов*. М. : Мир, 1968. 574 с.
 22. 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.
 23. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. *Microstructure of quenched rails*. Cambridge : CISP Ltd. 2016. 153 p.
 24. Юрьев А.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Рубанникова Ю.А. Структура и свойства длиномерных дифференцированно закаленных рельсов после экстремально длительной эксплуатации. Новокузнецк : Полиграфист, 2020. 253 с.
 25. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Скалярная плотность дислокаций во фрагментах с разными типами субструктур // *Письма о материалах*. 2011. Т. 1. С. 15–18.
 26. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Влияние размера зерен и фрагментов на плотность дислокаций в металлических материалах // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2010. Т. 7, № 1. С. 64–70.
 27. Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Громов В.Е., Юрьев А.А., Глезер А.М., Рубанникова Ю.А. Механизмы упрочнения металла рельсов при длительной эксплуатации // *Вопросы материаловедения*. 2020. № 3 (103). С. 17–28.
 28. Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation. *Materials Research Forum LLC*, 2021. 193 p.
 29. 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.
 30. Пикеринг Ф.Б. *Физическое материаловедение и обработка сталей*. М. : Металлургия, 1982. 184 с.
 31. 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. P. 258–273.
 32. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. Saarbrücken : LAPLAMBERT Academic Publishing, 2017. 145 с.

Статья поступила в редакцию 30.06.2022

После доработки 20.07.2022

Принята к публикации 20.08.2022