

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 620.179.14

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.013

**ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ, ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ АТОМОВ УГЛЕРОДА В ЗОНЕ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 20****Николай Викторович Абабков<sup>1†</sup>, Владимир Иванович Данилов<sup>2</sup>,  
Александр Николаевич Смирнов<sup>3</sup>, Наталья Анатольевна Попова<sup>4</sup>,  
Максим Владимирович Пимонов<sup>5</sup>**<sup>1,5</sup> Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, пр. Советский, 18, 650000, Кемерово, Россия<sup>1,3,5</sup> Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, ул. Весенняя, 28, 650000, Кемерово, Россия<sup>2</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический 2/4, 634055, Томск, Россия<sup>2,4</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет, пл. Соляная, 2, 634003, Томск, Россия<sup>1</sup> n.ababkov@rambler.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0794-8040><sup>2</sup> dvi@ispms.tsc.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5741-7574><sup>3</sup> galvas.kem@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0342-3055><sup>4</sup> Popova@tici.tomsk.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8823-4562><sup>5</sup> pimonoovmv@kuzstu.ru, <https://orcid.org/0000-0001-9509-4692>

**Аннотация.** В работе представлены результаты исследования дислокационной структуры, величины кривизны-кручения кристаллической решетки, амплитуд полей внутренних напряжений, а также перераспределения атомов углерода в зонах устойчивой локализации деформаций в зависимости от состояния образцов из конструкционной стали 20. Исследовались образцы без эксплуатации, после эксплуатации без разрушения и с разрушением. Образцы растягивали с одинаковой скоростью до появления устойчивой зоны локализации деформации, после чего нагружение останавливали. Для исследования дислокационной структуры в работе использовали метод просвечивающей электронной микроскопии на тонких фольгах. Показано, что деформация образцов из конструкционной стали 20 в направлении «исходный» → «не разрушенный» → «разрушенный» во всех морфологических составляющих структуры, а также в целом по материалу постепенно приводит к измельчению структуры вплоть до отдельных участках материала до нанокристаллической. Дислокации перемещаются на границы фрагментов, скалярная плотность дислокаций  $\rho$  уменьшается. Одновременно уменьшаются и внутренние напряжения сдвига  $\sigma_L$ . Изменение локальных напряжений  $\sigma_o$  носит иной характер, а именно, пластическая составляющая локальных напряжений  $\sigma_o^{pl}$  уменьшается, а упругая  $\sigma_o^{up}$  резко возрастает. Установлено, что деформация стали 20 приводит к разрушению частиц цемента, расположенных на границах дислокационных фрагментов (объемная доля уменьшается), и образованию карбидов внутри фрагментов (объемная доля их увеличивается). Углерод из разрушенных частиц цемента на границах фрагментов идет на образование частиц цемента внутри фрагментов, на дефекты кристаллической решетки и образование карбидов в новых морфологических структурах (микро- и нанозернах).

**Ключевые слова:** дислокационная субструктура, конструкционная сталь 20, структурно-фазовое состояние, устойчивая зона локализации деформации, поля внутренних напряжений, перераспределение атомов углерода.

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ, соглашение № 22-29-20192 и гранта Кемеровской области – Кузбасса, соглашение № 16.

**Для цитирования:** Абабков Н.В., Данилов В.И., Смирнов А.Н., Попова Н.А., Пимонов М.В. Исследование дислокационной структуры, внутренних напряжений и перераспределения атомов углерода в зоне локализованной деформации в конструкционной стали 20 // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2024. Т. 21, № 1. С. 112–121. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.013.

Original article

## STUDY OF DISLOCATION STRUCTURE, INTERNAL STRESSES AND REDISTRIBUTION OF CARBON ATOMS IN THE ZONE OF LOCALIZED DEFORMATION IN STRUCTURAL STEEL 20

Nikolay V. Ababkov<sup>1†</sup>, Vladimir I. Danilov<sup>2</sup>, Alexander N. Smirnov<sup>3</sup>,  
Natalia A. Popova<sup>4</sup>, Maxim V. Pimonov<sup>5</sup>

<sup>1,5</sup> The Federal Research Center of Coal and Coal-Chemistry SB RAS, Sovetsky Pr., 18, Kemerovo, 650000, Russia

<sup>1,3,5</sup> T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, Vesenniyaya Str., 28, Kemerovo, 650000, Russia

<sup>2</sup> Institute of Strength Physics and Materials SB RAS, Akademicheskii Pr. 2/4, 634055, Tomsk, Russia

<sup>2,4</sup> Tomsk State University of Architecture and Building, Solyanaya Sq., 2, Tomsk, 634003, Russia

<sup>1</sup> n.ababkov@rambler.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0003-0794-8040>

<sup>2</sup> dvi@ispms.tsc.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5741-7574>

<sup>3</sup> galvas.kem@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0342-3055>

<sup>4</sup> Popova@tici.tomsk.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8823-4562>

<sup>5</sup> pimonovmv@kuzstu.ru, <https://orcid.org/0000-0001-9509-4692>

**Abstract.** The paper presents the results of a study of the dislocation structure, the magnitude of the curvature-torsion of the crystal lattice, the amplitudes of the internal stress fields, as well as the redistribution of carbon atoms in zones of stable localization of deformations depending on the state of samples made of structural steel 20. Samples were studied without operation, after operation without destruction and with destruction. The samples were stretched at the same speed until a stable deformation localization zone appeared, after which the loading was stopped. To study the dislocation structure, we used the method of transmission electron microscopy on thin foils. It has been shown that deformation of samples made of structural steel 20 in the direction «initial» → «not destroyed» → «destroyed» in all morphological components of the structure, as well as in the material as a whole, gradually leads to a refinement of the structure down to a nanocrystalline structure in individual areas of the material. Dislocations move to the fragment boundaries, and the scalar dislocation density decreases. At the same time, internal shear stresses decrease. The change in local stresses is of a different nature, namely, the plastic component of local stresses decreases, and the elastic component increases sharply. It has been established that deformation of steel 20 leads to the destruction of cementite particles located at the boundaries of dislocation fragments (the volume fraction decreases) and the formation of carbides inside the fragments (their volume fraction increases). Carbon from destroyed cementite particles at the boundaries of fragments goes to the formation of cementite particles inside the fragments, to crystal lattice defects and the formation of carbides in new morphological structures (micro- and nanograins).

**Keywords:** dislocation substructure, structural steel 20, structural-phase state, stable deformation localization zone, internal stress fields, redistribution of carbon atoms.

**Acknowledgements:** The work was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation grant, agreement No. 22-29-20192 and the grant from the Kemerovo region – Kuzbass, agreement No. 16.

**For citation:** Ababkov, N. V., Danilov, V. I., Smirnov, A. N., Popova, N. A. & Pimonov, M. V. (2024). Study of dislocation structure, internal stresses and redistribution of carbon atoms in the zone of localized deformation in structural steel 20. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(1), 112–121. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.013.

### Введение

В процессе эксплуатации элементов технических устройств опасных производственных объектов (ТУОПО) теплоэнергетической промышленности возникает целый ряд проблем, которые могут привести к техногенным катастрофам и человеческим жертвам.

Для таких элементов теплоэнергетической промышленности, как водоопускные трубы, которые изготовлены из стали 20, характерным

является процесс выделения структурно свободного графита [1] в металле сварных соединений и в основном металле. Наиболее часто данное явление происходит на участках труб с наибольшими напряжениями, а именно в металле гибов водоопускных труб. При выполнении требований нормативной документации [2, 3] из-за наличия графита в основном металле труб часто приходится сталкиваться с перваркой всех сварных стыков паропровода или заменой всего паропровода. Эта проблема в на-

стоящее время весьма актуальна и относится к паропроводам среднего давления. Несмотря на исключительную опасность объективно действующих факторов, происходящих в металле этих паропроводов, обязательные работы по их диагностике не всегда проводятся в необходимых объемах [1].

Одной из важнейших задач технического диагностирования и экспертизы промышленной безопасности является проблема оценки остаточного ресурса длительно работающих технических устройств опасных производственных объектов. В настоящее время для этих целей используются комплексные подходы, включающие громоздкие расчетные алгоритмы, анализ результатов неразрушающих и разрушающих испытаний, а также металлографии. Таким образом, оценка ресурса является трудоемким процессом, не всегда обеспечивающим необходимую точность полученных результатов вследствие суммирования разного рода погрешностей (вычисления, оборудование, человеческий фактор). В ряде подходов к оценке критического состояния длительно работающего оборудования используется информация о

характеристиках металла после разрушения [4–6]. Тогда как информация о картинах локализации пластического течения в нагружаемом материале [7], которая наступает до образования шейки и точно указывает на место будущего разрушения, может служить в качестве более совершенного критического показателя для прекращения эксплуатации оборудования [8, 9]. Для этих целей необходимо иметь данные о характере локализации деформации и структурно-фазовом состоянии в материалах теплоэнергетического оборудования как в исходном состоянии, так и после эксплуатации в течение длительного срока.

Таким образом, исследование дислокационной структуры и полей внутренних напряжений деформированной растяжением при скорости 0,8 мм/мин конструкционной стали 20 являлось целью настоящей работы.

### Материалы и методики исследований

В работе исследовались образцы из конструкционной стали 20, химический состав которой приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав (масс. %) стали 20

Table 1. Chemical composition (wt. %) of steel 20

Массовая доля элементов, %									
C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	As	Fe
0,17-0,24	0,17-0,37	0,35-0,65	до 0,25	до 0,25	до 0,25	до 0,04	до 0,035	до 0,08	~ 98

Все исследования проводились **в зонах локализации деформации** трех состояний конструкционной стали 20: 1) образец исходного состояния, 2) не разрушенный образец после длительной эксплуатации в течение 219 тыс. часов и 3) разрушенный образец после длительной эксплуатации в течение 242 тыс. часов.

Метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах с помощью электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ являлся методом исследования. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 25000 крат [10, 11].

Для каждого из исследованных образцов были рассчитаны следующие параметры тонкой структуры: скалярная  $\rho$  и избыточная  $\rho_{\pm}$  плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки  $\chi$ , амплитуда внутренних полей напряжений (напряжение сдвига и дальнедействующие напряжения). Все количе-

ственные параметры тонкой структуры определены как в целом по каждому образцу, так и в каждой структурной составляющей стали [12].

Избыточная плотность дислокаций (или дислокационный заряд) определяется как разность плотностей положительно и отрицательно заряженных дислокаций [13], а именно:

$$\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-}. \quad (1)$$

Внутренние напряжения – напряжения сдвига  $\sigma_L$ , амплитуда которых определяется по формуле:  $\sigma = t\alpha G b \sqrt{\rho}$ , где  $t$  – фактор Шмида,  $\alpha$  – варьирует в пределах 0,05-1,0 в зависимости от типа дислокационного ансамбля,  $G$  – модуль сдвига,  $b$  – вектор Бюргерса;  $\rho$  – скалярная плотность дислокаций.

Амплитуда изгиба-кручения кристаллической решетки  $\chi$  прямо пропорциональна величине избыточной плотности дислокаций  $\rho_{\pm}$  [13]:

$$\rho_{\pm} = \frac{\chi}{b}, \quad (2)$$

где  $b$  – вектор Бюргера дислокаций,  $\chi$  – кривизна-кручение кристаллической решетки. Величина моментных напряжений при пластическом изгибе  $\sigma_{\delta}$  пропорциональна корню квадратному из амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки [13]:

$$\sigma_{\delta}^{nl} = m\alpha G b \sqrt{\rho_{\pm}} = G \sqrt{b\chi}, \quad (3)$$

где  $G$  – модуль сдвига материала матрицы;  $b$  – вектор Бюргера;  $\rho_{\pm}$  – величина избыточной плотности дислокаций;  $\chi$  – кривизна-кручение кристаллической решетки.

Амплитуда моментных (локальных) напряжений  $\sigma_{\delta}^{ypp}$  находится в прямой зависимости от амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки  $\chi$  [14]:

$$\sigma_{\delta}^{ypp} = Gt\chi, \quad (4)$$

где  $t$  – толщина фольги.

При наличии упругопластического изгиба, когда в материале присутствуют оба источника полей, то амплитуда моментных (локальных) напряжений определяется по формуле:

$$\sigma_{\delta} = \sigma_{\delta}^{nl} + \sigma_{\delta}^{ypp}. \quad (5)$$

Особое внимание на качественном и количественном уровне уделено перераспределению атомов углерода во всех исследованных состояниях стали, а именно, определены места концентрации атомов углерода (твердый раствор, частицы карбидной фазы, дефекты кристаллической решетки) [15].

Концентрация атомов углерода в цементите определяется, исходя из его стехиометрического состава и с учетом его объемной доли, по формуле [16]:

$$C_u = \Delta V_u K_u, \quad (6)$$

где  $\Delta V_u$  – объемная доля цементита в объеме отдельной морфологической составляющей материала,  $K_u = 0,07$  – коэффициент пропорциональности.

Концентрация атомов углерода на дефектах  $C_{def}$  может быть оценена только косвенно – по разнице между общим содержанием углерода в стали и концентрацией углерода в цементите и в  $\alpha$ -твердом растворе по формуле [16]:

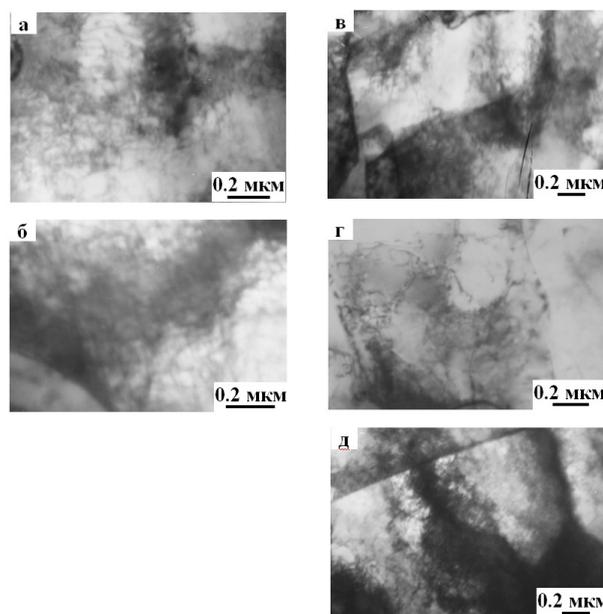
$$C_{def} = C_0 - (C^{\alpha} + C_u), \quad (7)$$

где  $C_0$  – общее содержание углерода в стали (согласно табл.1,  $C_0 \sim 0,20$  вес. %).

## Результаты исследований

### Дислокационная структура и поля внутренних напряжений

Установлено, что и перлит, и феррит характеризуются наличием плотной дислокационной структуры. Дислокации равномерно заполняют кристаллы, образуя из резко искривленных и перепутанных линий подобие трехмерной сетки (рис.1).



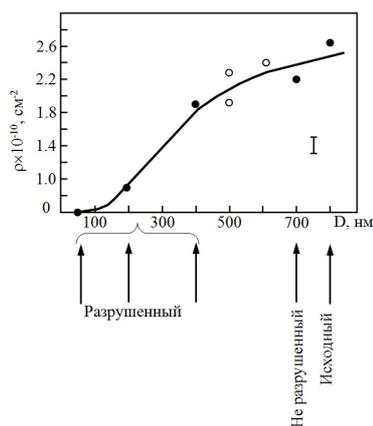
**Рис.1.** Дислокационная структура в зоне локализованной деформации в различных образцах стали 20 в нефрагментированном (а-б) и частично фрагментированном (в-д) феррите: а, в – исходный; б, г – не разрушенный; д – разрушенный.

Электронно-микроскопические изображения

**Fig.1.** Dislocation structure in the zone of localized deformation in various samples of steel 20 in unfragmented (a-b) and partially fragmented (c-e) ferrite: a, c – initial; b, d – not destroyed; d – destroyed.

Electron microscopic images

Результаты исследований, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии подтверждают то, что уменьшение в поликристаллах размера зерна (фрагмента) приводит к уменьшению скалярной плотности дислокаций, причем независимо от того, в какой морфологической составляющей они находятся (рис.2).



**Рис.2.** Связь скалярной плотности дислокаций ( $\rho$ ) с размером фрагментов ( $D$ ) в зоне локализации (стрелками отмечены состояния образцов из стали 20)

**Fig.2.** Relationship between the scalar dislocation density ( $\rho$ ) and the size of fragments ( $D$ ) in the localization zone (arrows indicate the states of samples made from steel 20)

Сформированная во всех морфологических составляющих всех образцов довольно высокая скалярная плотность дислокаций создает в материале напряжения сдвига  $\sigma_L$ , расчеты амплитуды которой выполнены для всех морфологиче-

ских составляющих в целом по материалу для исследованных образцов приведены в табл.2 [17].

Дислокационная структура поляризована. Поэтому дислокационная структура наряду со скалярной плотностью дислокаций характеризуется избыточной плотностью дислокаций.

Из таблицы 2 видно, что значение амплитуды  $\sigma_L$  во всех образцах довольно близки, но, тем не менее, в исходном образце во всех морфологических составляющих структуры  $\sigma_L$  имеет наибольшее значение.

Избыточная плотность дислокаций вызывает высокие внутренние поля напряжений – моментные (или локальные) напряжения  $\sigma_0$ . Известно, что моментные напряжения идентифицируются по наличию в материале изгибных экстинкционных контуров, толщина которых обратно пропорциональна амплитуде изгиба-кручения кристаллической решетки  $\chi$ . Известно также, что изгиб-кручение кристаллической решетки может быть пластическим или упругим. В случае пластического изгиба он обусловлен дислокационными зарядами, т.е. избыточной плотностью дислокаций  $\rho_{\pm}$  (когда  $\rho_{\pm} \neq 0$  и  $\rho_{\pm} \leq \rho$ ), локализованной в некотором объеме материала.

**Таблица 2.** Амплитуда напряжений сдвига  $\sigma_L$  в различных морфологических составляющих тонкой структуры и в целом по материалу (МПа)

**Table 2.** Shear stress amplitude  $\sigma_L$  in various morphological components of the fine structure and in the material as a whole (MPa)

Состояние образца	Нефрагментированный перлит	Фрагментированный перлит			Нефрагментированный феррит	Частично фрагментированный феррит	В целом по материалу
		дислокационные фрагменты	микрoзерна	нанозерна			
Исходный	315	325	–	–	330	315	320
Не разрушенный	300	295	–	–	315	300	295
Разрушенный	275	275	190	0	–	275	250

В случае упругого изгиба изгиб-кручение кристаллической решетки  $\chi$  обусловлен нерелаксированными упругими напряжениями, накопленными из-за несовместности деформации (зерен, матрицы металла и недеформируемых частицами вторых фаз).

Таким образом, по ширине экстинкционных контуров в нефрагментированном и фрагментированном перлите и феррите была определена избыточная плотность дислокаций  $\rho_{\pm}$  и

амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки матрицы ( $\alpha$ -фазы)  $\chi$ , а затем амплитуда локальных внутренних напряжений  $\sigma_0$  в исследуемых образцах. Полученные результаты приведены в табл.3.

Как видно из представленной таблицы, в исходном образце во всех морфологических составляющих изгиб-кручение кристаллической решетки  $\chi$  носит чисто пластический характер, т.е.  $\rho_{\pm} < \rho$ . В не разрушенном образце в феррите

(нефрагментированном и фрагментированном) изгиб-кручение кристаллической решетки  $\chi$  носит также чисто пластический характер ( $\rho_{\pm} < \rho$ ), а в перлите (как нефрагментированном, так и фрагментированном) – упругопластический, т.е. рассчитанное значение избыточной плотно-

сти дислокаций  $\rho_{\pm}$  оказывается больше скалярной плотности дислокаций  $\rho$  ( $\rho_{\pm} > \rho$ ). В разрушенном образце во всем объеме материала изгиб-кручение кристаллической решетки  $\chi$  носит упругопластический.

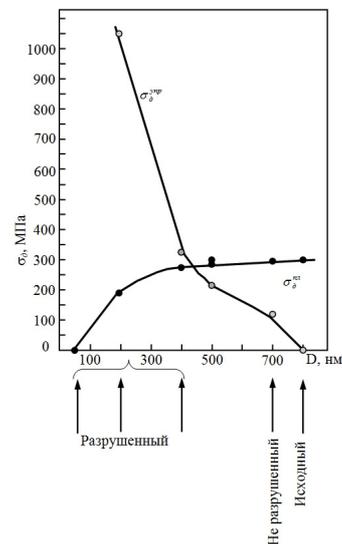
**Таблица 3.** Параметры моментных напряжений ( $\chi$  и  $\sigma_d$ ) в различных морфологических составляющих тонкой структуры и в целом по материалу

**Table 3.** Parameters of moment stresses ( $\chi$  and  $\sigma_d$ ) in various morphological components of the fine structure and in the material as a whole

Состояние образца	Параметры	Нефрагментированный перлит	Фрагментированный перлит		Нефрагментированный феррит	Частично фрагментированный феррит	В целом по материалу
			дислокационные фрагменты	микрочерезна			
Исходный	$\chi, \text{см}^{-1}$	600	600	–	525	515	565
	$\sigma_d, \text{МПа}$	310	300	–	290	285	300
Не разрушенный	$\chi, \text{см}^{-1}$	570 <sub>пл+</sub> 35 <sub>упр</sub>	550 <sub>пл+</sub> 90 <sub>упр</sub>	–	550	570	555 <sub>пл+</sub> 60 <sub>упр</sub>
	$\sigma_d, \text{МПа}$	300 <sub>пл+</sub> 45 <sub>упр</sub>	295 <sub>пл+</sub> 120 <sub>упр</sub>	–	295	300	295 <sub>пл+</sub> 85 <sub>упр</sub>
Разрушенный	$\chi, \text{см}^{-1}$	470 <sub>пл+</sub> 200 <sub>упр</sub>	475 <sub>пл+</sub> 240 <sub>упр</sub>	225 <sub>пл+</sub> 775 <sub>упр</sub>	–	480 <sub>пл+</sub> 160 <sub>упр</sub>	425 <sub>пл+</sub> 260 <sub>упр</sub>
	$\sigma_d, \text{МПа}$	275 <sub>пл+</sub> 270 <sub>упр</sub>	275 <sub>пл+</sub> 325 <sub>упр</sub>	190 <sub>пл+</sub> 1050 <sub>упр</sub>	–	275 <sub>пл+</sub> 215 <sub>упр</sub>	250 <sub>пл+</sub> 320 <sub>упр</sub>

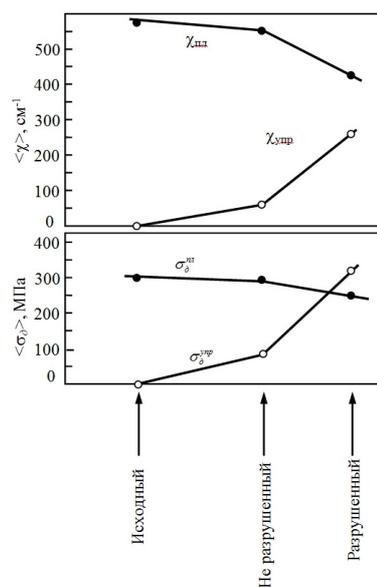
Таким образом, деформация образцов из конструкционной стали 20 в направлении «исходный» → «не разрушенный» → «разрушенный» во всех морфологических составляющих структуры, а также в целом по материалу постепенно приводит к измельчению структуры вплоть в отдельных участках материала до нанокристаллической. Дислокации перемещаются на границы фрагментов, скалярная плотность дислокаций  $\rho$  уменьшается. Одновременно уменьшаются и внутренние напряжения сдвига  $\sigma_d$ . Изменение локальных напряжений  $\sigma_d$  носит иной характер, а именно, пластическая составляющая локальных напряжений  $\sigma_d^{pl}$  уменьшается, а упругая  $\sigma_d^{up}$  резко возрастает (рис.3).

В целом по материалу деформация постепенно приводит к увеличению изгиба-кручения кристаллической решетки матрицы и формированию локальных внутренних напряжений упругого характера, и в разрушенном образце оказывается, что  $\chi_{упр}$  быстро сближается с  $\chi_{пл}$ , а  $\sigma_d^{up}$  превышает  $\sigma_d^{pl}$  практически в 1,3 раза (рис.4). Поэтому и не удивительно, что в образце происходит разрушение [19].



**Рис.3.** Связь пластической  $\sigma_d^{pl}$  и упругой  $\sigma_d^{up}$  составляющих внутренних локальных напряжений с размером фрагментов (D) в зоне локализации (стрелками отмечены состояния образцов из конструкционной стали 20)

**Fig.3.** Relationship between the plastic  $\sigma_d^{pl}$  and elastic  $\sigma_d^{up}$  components of internal local stresses and the size of fragments (D) in the localization zone (arrows indicate the states of samples made of structural steel 20)



**Рис.4.** Изменение средних по образцу пластической и упругой составляющих кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$  и амплитуды внутренних локальных напряжений  $\sigma_{\text{д}}$  в исследованных образцах (стрелками отмечены состояния образцов из конструкционной стали 20)

**Fig.4.** Changes in the sample-average plastic and elastic components of the curvature-torsion of the crystal lattice  $\chi$  and the amplitude of internal local stresses  $\sigma_{\text{d}}$  in the studied samples (arrows indicate the states of samples made of structural steel 20)

### Перераспределение атомов углерода

Перераспределение атомов углерода в стали может протекать по следующим позициям. Во-первых, атомы углерода могут оказаться в  $\alpha$ -твердом растворе, который, естественно, будет пересыщенным. Во-вторых, атомы углерода находятся в карбидных фазах, а именно, в час-

тицах цементита, расположенных только в пластинчатом перлите. И, в-третьих, местом локализации атомов углерода являются дефекты кристаллической решетки. При этом атомы углерода могут оказаться внутри вакансий, в ядрах дислокаций, в виде атмосфер Коттрелла вокруг дислокаций и на границах кристаллов  $\alpha$ -фазы и субграницах, образованных в результате процесса фрагментации.

Концентрация углерода в  $\alpha$ -твердом растворе  $C^{\alpha}$  рассчитывается по изменению параметра ОЦК кристаллической решетки. Параметр кристаллической решетки матрицы ( $\alpha$ -фазы) во всех исследуемых образцах оказался равным параметру кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe. Это означает, что в  $\alpha$ -твердом растворе углерод отсутствует.

В таблице 4 приведены данные объемных долей частиц цементита, присутствующих в различных участках исследуемых образцов, в табл.5 – концентрация в них углерода.

Из таблиц 4-5 видно, что деформация стали 20 приводит к разрушению частиц цементита, расположенных на границах дислокационных фрагментов (объемная доля уменьшается), и образованию карбидов внутри фрагментов (объемная доля их увеличивается). Углерод из разрушенных частиц цементита на границах фрагментов идет на образование частиц цементита внутри фрагментов, на дефекты кристаллической решетки и образование карбидов в новых морфологических структурах (микро- и нанозернах).

Перераспределение атомов углерода в исследуемых образцах представлено в табл.6.

**Таблица 4.** Объемная доля цементита в пластинчатом перлите  $\Delta V_{\text{ц}}$  сталь 20

**Table 4.** Volume fraction of cementite in lamellar pearlite  $\Delta V_{\text{c}}$  steel 20

Состояние образца	Нефрагментированный перлит	Фрагментированный перлит			
		дислокационные фрагменты		микрозерна	нанозерна
		внутри	на границах	на границах	в стыках зерен
Исходный	2,75 %	0,15 %	3,2 %	–	–
Не разрушенный	2,75 %	0,34 %	2,2 %	–	–
Разрушенный	2,75 %	0,40 %	0,73 %	10 %	0,81 %

**Таблица 5.** Концентрация углерода в частицах цементита в пластинчатом перлите

**Table 5.** Carbon concentration in cementite particles in lamellar perlite

Состояние образца	Нефрагментированный перлит	Фрагментированный перлит				В образце
		дислокационные фрагменты		микрочерна	наночерна	
		внутри	на границах	на границах	в стыках зерен	
Исходный	0,196 %	0,011 %	0,229 %	–	–	0,193 %
Не разрушенный	0,196 %	0,024 %	0,157 %	–	–	0,158 %
Разрушенный	0,196 %	0,028 %	0,052 %	0,714 %	0,057 %	0,159 %

**Таблица 6.** Перераспределение атомов углерода в зоне локализованной деформации образцов из конструкционной стали 20

**Table 6.** Redistribution of carbon atoms in the zone of localized deformation of samples made of structural steel 20

Состояние образца	$C_0$	$C^\alpha$	$C_{ц}$	$C_{деф}$
Исходный	0,2 %	0	0,193 %	0,007 %
Не разрушенный	0,2 %	0	0,158 %	0,042 %
Разрушенный	0,2 %	0	0,159 %	0,041 %

### Выводы

1. Выполнены исследования дислокационной структуры, величины кривизны-кручения кристаллической решетки, амплитуд полей внутренних напряжений, а также перераспределения атомов углерода в зонах устойчивой локализации деформаций в зависимости от состояния образцов из конструкционной стали 20. Исследовались образцы без эксплуатации, после эксплуатации без разрушения и с разрушением.

2. Показано, что деформация образцов из конструкционной стали 20 в направлении «исходный» → «не разрушенный» → «разрушенный» во всех морфологических составляющих структуры, а также в целом по материалу постепенно приводит к измельчению структуры вплоть в отдельных участках материала до нанокристаллической. Дислокации перемещаются на границы фрагментов, скалярная плотность дислокаций  $\rho$  уменьшается. Одновременно уменьшаются и внутренние напряжения сдвига  $\sigma_L$ . Изменение локальных напряжений  $\sigma_\delta$  носит иной характер, а именно, пластическая составляющая локальных напряжений  $\sigma_\delta^{pl}$  уменьшается, а упругая  $\sigma_\delta^{up}$  резко возрастает

3. Установлено, что деформация стали 20 приводит к разрушению частиц цементита, расположенных на границах дислокационных фрагментов (объемная доля уменьшается), и образованию карбидов внутри фрагментов (объемная доля их увеличивается). Углерод из разрушенных частиц цементита на границах

фрагментов идет на образование частиц цементита внутри фрагментов, на дефекты кристаллической решетки и образование карбидов в новых морфологических структурах (микро- и наночернах).

### Список литературы

1. Шкляр М.И., Осмаков В.Н., Едачев Г.М. Некоторые особенности выделения структурно свободного графита в сварных соединениях паропроводов из углеродистой стали // Теплоэнергетика. 1999. № 5. С. 21–26.
2. РД 34.17.421-92. Типовая инструкция по контролю и продлению срока службы металла основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций.
3. СТО-021-21-21-2003. Основные элементы котлов, турбин и трубопроводов тепловых электрических станций. Контроль состояния металла. Нормы и требования.
4. Смирнов А.Н., Козлов Э.В. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ. Кемерово: Кузбассвузиздат, 2004. 163 с.
5. Смирнов А.Н., Козлов Э.В., Абабков Н.В. и др. Современное методическое обеспечение для оценки состояния металла потенциально опасного оборудования. Часть 1. Микроскопия и рентгеноструктурный анализ // Вестник КузГТУ. 2010. № 4. С.62–68.
6. Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Глинка А.С. и др. Акустические и физико-механические показатели теплоустойчивой стали в окрестности трещины // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 10. С. 40–45.

7. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. и др. О природе упругопластического инварианта деформации // ЖТФ. 2018. Т. 88, № 6. С. 855–859.

8. Смирнов А.Н., Козлов Э.В., Ожиганов Е.А. и др. Влияние степени деформации сварных соединений углеродистых сталей на структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений // Сварка и диагностика. 2016. № 3. С. 25–28.

9. Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Ожиганов Е.А. и др. Особенности упругопластического перехода в сварных соединениях стали 09Г2С, выполненных дуговой сваркой при различных режимах тепловложения // Сварка и диагностика. 2017. № 4. С. 15–20.

10. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. 179 с.

11. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

12. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлография, 1970. 376 с.

13. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Объемная и поверхностная закалка конструкционной стали – морфологический анализ структуры // Изв. вузов. Физика. 2002. № 3. С. 5–23.

14. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации // Изв. РАН. Серия физическая. 2004. Т. 68, № 10. С. 1419–1427.

15. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Наука. Сиб. отделение, 1990. С. 123–186.

16. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. 1990. № 2. С. 89–106.

17. Абабков Н.В., Смирнов А.Н., Данилов В.И. и др. Влияние исходного состояния образцов из стали 20 на структурно-фазовое состояние в устойчивой зоне локализации макродеформаций // В сборнике: Инновации в машиностроении. Сборник трудов X Международной научно-практической конференции. Под редакцией В.Ю. Блюменштейна. 2019. С. 352–359.

18. Смирнов А.Н., Князьков В.Л., Абабков Н.В. и др. Оценка напряженно-деформированного состояния сварных соединений углеродистых сталей после различных режимов тепловложения акустическим методом // Дефектоскопия. 2018. № 1. С. 40–46.

19. Абабков Н.В., Смирнов А.Н., Попова Н.А. Исследование структуры и свойств металла разрушенного и не разрушенного паропроводов из стали 20 после одинакового срока эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2018. Т. 15, № 2. С. 176–181.

### Информация об авторах

*Н. В. Абабков – кандидат технических наук, заведующий кафедрой технологии машиностроения Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева.*

*В. И. Данилов – доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник лаборатории физики прочности Института физики прочности и материаловедения СО РАН.*

*А. Н. Смирнов – доктор технических наук, профессор кафедры «Технологии машиностроения» Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева.*

*Н. А. Попова – кандидат технических наук, старший научный сотрудник кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета.*

*М. В. Пимонов – кандидат технических наук, доцент кафедры технологии машиностроения Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева.*

### References

1. Shklyarov, M. I., Osmakov, V. N. & Edachev, G. M. (1999). Nekotoryye osobennosti vydeleniya strukturno svobodnogo grafita v svarnykh soyedineniyakh paroprovodov iz uglerodistoy stali. *Teploenergetika*, (5), 21–26. (In Russ.).

2. RD 34.17.421-92. Tipovaya instruktsiya po kontrolyu i prodleniyu sroka sluzhby metalla osnovnykh elementov kotlov, turbin i truboprovodov teplovykh elektrostantsiy. (In Russ.).

3. STO-021-21-21-2003. Osnovnyye elementy kotlov, turbin i truboprovodov teplovykh elektricheskikh stantsiy. Kontrol' sostoyaniya metalla. Normy i trebovaniya. (In Russ.).

4. Smirnov, A. N. & Kozlov, E. V. (2004). Substruktura, vnutrenniye polya napryazheniy i problema razrusheniya paroprovodov iz stali 12KH1MF. Kemerovo: Kuzbassvuzizdat. P. 163. (In Russ.).

5. Smirnov, A. N., Kozlov, E. V. & Ababkov, N. V. i dr. (2010). Sovremennoye metodicheskoye obespecheniye dlya otsenki sostoyaniya metalla potentsial'no opasnogo oborudovaniya. Chast' 1.

Микроскопия и рентгеноструктурный анализ. *Vestnik KuzGTU*, (4), 62–68. (In Russ.).

6. Smirnov, A. N., Ababkov, N. V. & Glinka, A. S. i dr. (2011). Akusticheskiye i fiziko-mekhanicheskiye pokazateli teploustoychivoy stali v okrestnosti treshchiny. *Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya*, (10), 40–45. (In Russ.).

7. Zuyev, L. B., Danilov, V. I. & Barannikova, S. A. i dr. (2018). O prirode uprugoplasticheskogo invarianta deformatsii. *ZHTF*, 88(6), 855–859. (In Russ.).

8. Smirnov, A. N., Kozlov, E. V. & Ozhiganov, E. A. i dr. (2016). Vliyaniye stepeni deformatsii svarnykh soyedineniy uglerodistykh staley na strukturno-fazovoye sostoyaniye i polya vnutrennikh napryazheniy. *Svarka i diagnostika*, (3), 25–28. (In Russ.).

9. Smirnov, A. N., Ababkov, N. V. & Ozhiganov, E. A. i dr. (2017). Osobennosti uprugoplasticheskogo perekhoda v svarnykh soyedineniyakh stali 09G2S, vypolnennykh dugovoy svarkoy pri razlichnykh rezhimakh teplovlozheniya. *Svarka i diagnostika*, (4), 15–20. (In Russ.).

10. Piking, F. B. (1982). Fizicheskoye metallovedeniye i razrabotka staley. M.: Metallurgiya. P. 179. (In Russ.).

11. Utevskiy, L. M. (1973). Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii. M.: Metallurgiya. P. 584. (In Russ.).

12. Saltykov, S. A. (1970). Stereometricheskaya metallografiya. M.: Metallografiya. P. 376. (In Russ.).

13. Ivanov, Yu. F. & Kozlov, E. V. (2002). Ob'yemnaya i poverkhnostnaya zakalka konstruksionnoy stali – morfologicheskii analiz struktury. *Izv. vuzov. Fizika*, (3), 5–23. (In Russ.).

14. Kozlov, E. V., Popova, N. A. & Koneva, N. A. (2004). Fragmentirovannaya substruktura, formiruyushchayasya v OTSK-stalyakh pri deformatsii. *Izv. RAN. Seriya fizicheskaya*, 68(10), 1419–1427. (In Russ.).

15. Koneva, N. A. & Kozlov, E. V. (1990). Fizicheskaya priroda stadiynosti plasticheskoy deformatsii. Strukturnyye urovni plasticheskoy deformatsii i razrusheniya. Pod red. V.E. Panina. Novosibirsk: Nauka. Sib. Otdeleniye. P. 123–186. (In Russ.).

16. Koneva, N. A. & Kozlov, E. V. (1990). Fizicheskaya priroda stadiynosti plasticheskoy

deformatsii. *Izv. vuzov. Fizika*, (2), 89–106. (In Russ.).

17. Ababkov, N. V., Smirnov, A. N. & Danilov, V. I. i dr. (2019). Vliyaniye iskhodnogo sostoyaniya obraztsov iz stali 20 na strukturno-fazovoye sostoyaniye v ustoychivoy zone lokalizatsii makrodeformatsiy. *V sbornike: Innovatsii v mashinostroyenii. Sbornik trudov X Mezhdunarodnoy nauchno-prakticheskoy konferentsiya. Pod redak-tsiyey V.Yu. Blyumenshteyna*, 352–359. (In Russ.).

18. Smirnov, A. N., Knyaz'kov, V. L. & Ababkov, N. V. i dr. (2018). Otsenka napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya svarnykh soyedineniy uglerodistykh staley posle razlichnykh rezhimov teplovlozheniya akusticheskim metodom. *Defektoskopiya*, (1), 40–46. (In Russ.).

19. Ababkov, N. V., Smirnov, A. N. & Popova, N. A. (2018). Issledovaniye struktury i svoystv metalla razrushennogo i ne razrushennogo paroprovodov iz stali 20 posle odinakovogo sroka ekspluatatsii. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 15(2), 176–181. (In Russ.).

#### Information about the authors

N. V. Ababkov – Candidate of Technical Sciences, Head of the Department of Mechanical Engineering Technology, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University.

V. I. Danilov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Chief Researcher of the Laboratory of Strength, Physics Institute of Strength Physics and Materials SB RAS.

A. N. Smirnov – Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of «Mechanical Engineering Technologies», T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University.

N. A. Popova – Candidate of Technical Sciences, Senior Researcher at the Department of Physics, Chemistry and Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building.

M. V. Pimonov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering Technology, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 14.11.2023; одобрена после рецензирования 18.01.2024; принята к публикации 05.02.2024.

The article was received by the editorial board on 14 Nov. 23; approved after reviewing 18 Jan. 24; accepted for publication 05 Feb. 24.