

## РАЗДЕЛ 2. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Научная статья

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

УДК 620.179.14

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.010

### ФОРМИРОВАНИЕ ЗОН УСТОЙЧИВОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ХАРАКТЕРИСТИКИ НЕРАЗРУШАЮЩИХ ИСПЫТАНИЙ

Николай Викторович Абабков<sup>1†</sup>, Владимир Иванович Данилов<sup>2</sup>,  
Александр Николаевич Смирнов<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Федеральный исследовательский центр угля и углекислоты СО РАН, пр. Советский, 18, 650000, Кемерово, Россия

<sup>1,3</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>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>

**Аннотация.** В работе выявлены особенности формирования и развития полос Чернова-Людерса (ПЧЛ), а также зон устойчивой локализации деформации в образцах малоуглеродистой стали 20, в том числе и со структурно-фазовой неоднородностью в виде сварных швов, выполненных дуговой сваркой. В последнее время возрос интерес к исследованию формирования и распространения ПЧЛ как начальной стадии деформации. В самом деле, невозможно обойтись без исследований физической природы упругопластического перехода в металлах и сплавах, так как многие инженерные конструкции (особенно со сварными швами), используемые в технике, работают в области упругопластических деформаций и в них накапливаются значительные остаточные деформации. Анализировалась микроструктура и механические свойства материала при одноосном растяжении, были проведены механические испытания с регистрацией картин локализации деформации и металлографические исследования. Исследования проводились на двух партиях плоских образцов с головками из стали 20. Размеры рабочей части образцов 40×4×3 мм. Вторая партия была изготовлена из стали 20 (труба Ø159×18 со сварным швом). Изделие в эксплуатации не было (исходное состояние). Третья партия образцов вырезана из паропроводящей трубы теплоэнергетического оборудования также со сварным швом. Типоразмер трубы Ø159×18, срок наработки 198 тыс. часов (после эксплуатации). Механические испытания проводились на испытательной машине Walter+Bai AG LFM-125 при комнатной температуре. Скорость перемещения подвижного захвата составляла 0,4 мм/мин., что при использованной рабочей длине образцов соответствовало скорости деформирования  $1,67 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  (квазистатические испытания). Установлено, что в металле сварных швов деформационные критерии разрушения ниже, чем в основном металле.

**Ключевые слова:** гиб трубы, водоопускные трубы, исследование металла, локализация деформации, одноосное растяжение, полосы Чернова-Людерса.

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011 и проекта РНФ, соглашение № 22-29-20192.

---

**Для цитирования:** Абабков Н.В., Данилов В.И., Смирнов А.Н. Формирование зон устойчивой локализации деформации в сварных соединениях конструкционных сталей, характеристики неразрушающих испытаний // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20, № 1. С. 83–91. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.010.

---

Original article

**FORMATION OF ZONES OF STABLE DEFORMATION LOCALIZATION IN WELDED JOINTS OF STRUCTURAL STEEL, CHARACTERISTICS OF NON-DESTRUCTIVE TESTING****Nikolai V. Ababkov<sup>1†</sup>, Vladimir I. Danilov<sup>2</sup>, Alexander N. Smirnov<sup>3</sup>**<sup>1</sup> The Federal Research Center of Coal and Coal-Chemistry SB RAS, Sovetsky Pr., 18, Kemerovo, 650000, Russia<sup>1,3</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>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>

**Abstract.** The paper reveals the features of the formation and development of Chernov-Luders bands (CLB), as well as zones of stable localization of deformation in samples of low-carbon steel 20, including those with structural-phase inhomogeneity in the form of welds made by arc welding. Recently, there has been increased interest in the study of the formation and propagation of CLB as the initial stage of deformation. In fact, it is impossible to do without studying the physical nature of the elastoplastic transition in metals and alloys, since many engineering structures (especially with welded seams) used in technology operate in the area of elastoplastic deformations and significant residual deformations accumulate in them. The microstructure and mechanical properties of the material under uniaxial tension were analyzed, mechanical tests were carried out with registration of strain localization patterns and metallographic studies. The studies were carried out on two batches of flat samples with heads made of steel 20. The dimensions of the working part of the samples are 40×4×3 mm. The second batch was made of steel 20 (pipe Ø159×18 with a welded seam). The product was not in operation (initial state). The third batch of samples was cut from the steam outlet pipe of heat power equipment, also with a welded seam. Pipe size Ø159×18, operating life 198 thousand hours (after operation). Mechanical tests were carried out on a Walter+Bai AG LFM-125 testing machine at room temperature. The speed of movement of the movable grip was 0.4 mm/min, which, with the used working length of the specimens, corresponded to a strain rate of  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (quasi-static tests). It has been established that in the metal of welded joints, the deformation criteria for failure are lower than in the base metal.

**Keywords:** pipe bend, culverts, metal research, deformation localization, uniaxial tension, Chernov-Luders bands.

**Acknowledgments:** This work was financially supported by the State Assignment of the ISPMS SB RAS, subject number FWRW-2021-0011 and project of the Russian Science Foundation, agreement No. 22-29-20192.

**For citation:** Ababkov, N. V., Danilov, V. I. & Smirnov, A. N. (2023). Formation of zones of stable deformation localization in welded joints of structural steel, characteristics of non-destructive testing. *Fundamental'nye problemy sovremennoy materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 1(20), 83–91. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.010.

## Введение

В последнее время возрос интерес к исследованию формирования и распространения полос Чернова-Людерса (ПЧЛ) как начальной стадии деформации. В самом деле, невозможно обойтись без исследований физической природы упругопластического перехода в металлах и сплавах, так как многие инженерные конструкции (особенно со сварными швами), используемые в технике, работают в области упругопластических деформаций и в них накапливаются значительные остаточные деформации [1, 2].

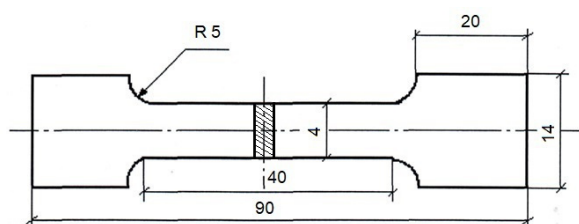
Поэтому цель настоящей работы заключалась в выявлении особенностей формирования и развития ПЧЛ, а также зон устойчивой лока-

лизации деформации в образцах малоуглеродистой стали 20, в том числе и со структурно-фазовой неоднородностью в виде сварных швов, выполненных дуговой сваркой.

## Методики и образцы для исследований

Анализировалась микроструктура и механические свойства материала при одноосном растяжении, были проведены механические испытания с регистрацией картин локализации деформации и металлографические исследования [3-6].

Исследования проводились на двух партиях плоских образцов с головками из стали 20. Размеры рабочей части образцов 40×4×3 мм. Эскиз образца показан на рис.1.



**Рис.1.** Образец для механических испытаний; заштрихованная часть соответствует положению сварного шва

**Fig.1.** Sample for mechanical testing; the shaded part corresponds to the position of the weld

Вторая партия была изготовлена из стали 20 (труба  $\text{Ø}159 \times 18$  со сварным швом). Изделие в эксплуатации не было (*исходное состояние*).

Третья партия образцов вырезана из паротводящей трубы теплоэнергетического оборудования также со сварным швом. Типоразмер трубы  $\text{Ø}159 \times 18$ , срок наработки 198 тыс. часов (*после эксплуатации*).

Механические испытания проводились на испытательной машине Walter+Bai AG LFM-125 при комнатной температуре. Скорость перемещения подвижного захвата составляла 0,4 мм/мин., что при использованной рабочей длине образцов соответствовало скорости деформирования  $1,67 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  (квазистатические испытания).

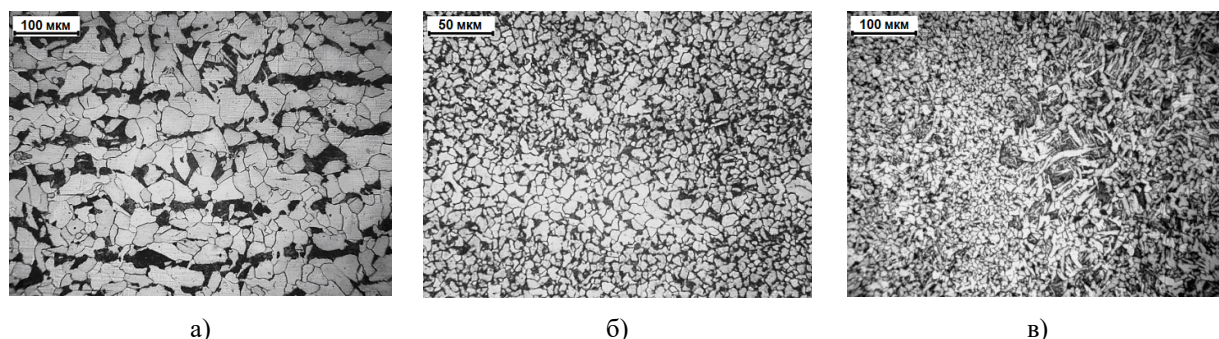
Паттерны локализованной деформации при нагружении анализировались методом корреляции цифровых изображений, получаемых при освещении полупроводниковым лазером (длина волны 635 нм, мощность 15 мВт) посредством цифровой видеокамерой Point Grey FL3-GE-50S5M-C с частотой  $10 \text{ с}^{-1}$ . Изображения оцифровывались и запоминались. Для расчета век-

торов перемещения точек образца выбрано рабочее окно продолжительностью 15 с. Сравнивались изображения на концах этого промежутка времени, и определялся вектор перемещения произвольной точки образца. Повторяя эту операцию, можно зарегистрировать поле векторов перемещения для всех точек образца в заданный момент времени. Дифференцирование поля по координатам обеспечивает получение пространственного распределения очагов локальных деформаций  $\epsilon_{xx}$  для любого момента времени [7].

Металлографические исследования были выполнены на поперечных шлифах нормальных к оси труб с помощью оптического микроскопа Neophot-21 с цифровой технической видеокамерой UCMOS03100KPA. Травления шлифов проводилось в 4-х процентном спиртовом растворе азотной кислоты. Определялись размеры зерен и структурно-фазовый состав металла в каждой из перечисленных партий [8, 9].

### Результаты исследований и их обсуждение

У образцов из стали 20 структуры основного металла, зон термического влияния и наплавленного металла тоже существенно различаются. У основного металла структура феррито-перлитная (рис.2). Зерна феррита имеют полиэдрическую морфологию, равноосные, средний размер  $27,4 \pm 2,6 \text{ мкм}$ . Перлитные колонии вытянуты в направлении прокатки и объединены в строчки. Доля перлита  $\sim 20\%$ , что соответствует содержанию углерода 0,16 %. Это несколько меньше требования ГОСТ 1050-88 (0,17-0,24) % для данной стали [10, 11].



**Рис.2.** Микроструктура основного металла в образце трубы из стали 20 (*исходное состояние*): а) основного металла; б) металла шва; в) зона термического влияния

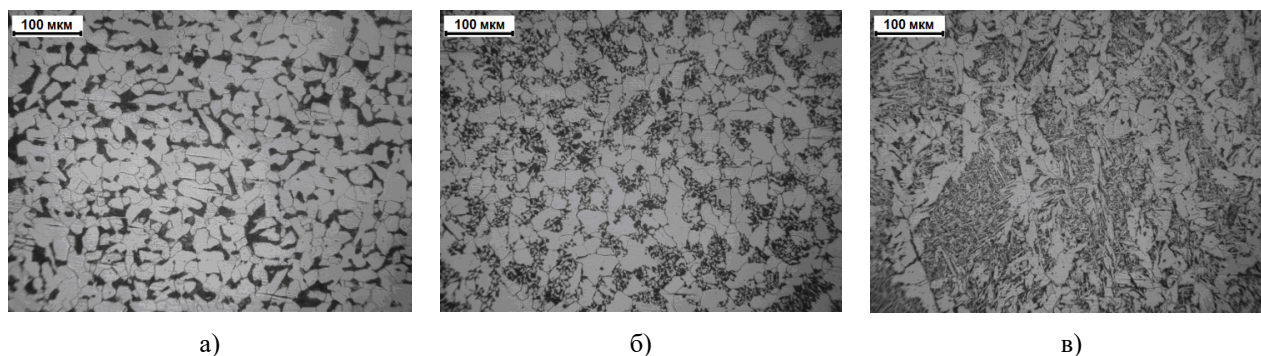
**Fig.2.** The microstructure of the base metal in a pipe sample made of steel 20 (initial state): a) the base metal; b) weld metal; c) heat affected zone

Наплавленный металл имеет значительно более дисперсную структуру (рис.2). Средние размеры ферритных зерен и перлитных колоний практически одинаковы и составляют  $8,8 \pm 1,2$  мкм. Доля перлита не отличается от доли перлита в основном металле. Зерна феррита и перлитных колоний имеют полиэдрическую морфологию. Дендриты отсутствуют.

Наиболее неоднородная микроструктура установлена в зоне термического влияния

(рис.2б). Видно, что между основным металлом (на рис.2б справа) имеется прослойка, где присутствует феррит пластинчато-игольчатой морфологии. Длина пластин (игл) может достигать 100 мкм.

На рис.3 представлены характерные микроструктуры основного металла, зоны термического влияния и металла шва.



**Рис.3.** Микроструктура в образце трубы из стали 20: а) основного металла (после эксплуатации); б) микроструктура зоны термического влияния; в) микроструктура валика наплавленного металла

**Fig.3.** Microstructure in a pipe sample made of steel 20: a) base metal (after operation); b) microstructure of the heat-affected zone; c) micro-structure of the deposited metal bead

Микроструктура основного металла трубы из стали 20 после эксплуатации феррито-перлитная. Средний размер ферритных зерен  $16 \pm 1$  мкм, а средний размер перлитных колоний  $10 \pm 0,5$  мкм. Доля перлита 21 %. То есть структурные характеристики основного металла трубы после эксплуатации в целом совпадают со структурой основного металла трубы в исходном состоянии (см. рис.2).

Микроструктура зоны термического влияния закономерно меняется при переходе от основного металла к металлу шва. Изменения касаются в первую очередь перлитной составляющей. Происходит рекристаллизация ферритных пластин перлита и зарождение в колониях полиэдрических зерен феррита (рис.3а). По мере приближения к наплавленному металлу эта тенденция нарастает, а параллельно происходит измельчение ферритных зерен (рис.3б). На контакте с металлом шва пластинчатая морфология перлита переходит в зернистую, а размеры ферритных зерен значительно уменьшаются (рис.3в). Структура становится морфологически подобной структуре корня сварного шва.

Структура металла шва радикально меняется при переходе от наплавленного валика к

корню. Для валика характерна типичная дендритная структура (рис.3в). К середине шва она становится более равноосной, а в корне шва наблюдается мелкодисперсная структура с размерами ферритных зерен  $7 \pm 0,25$  мкм и перлитных колоний  $5 \pm 0,5$  мкм). Доля перлита 25 %. Морфологически эта структура аналогична структуре наплавленного металла в трубе в исходном состоянии 2 (рис.2) [12-14].

*Механические испытания и анализ картин локализации деформации при растяжении сварных образцов из стали 20 в исходном состоянии*

Диаграммы растяжения образцов стали 20 со сварным швом, изготовленных из трубы в исходном состоянии, представлены на рис.4. Они имеют несовершенную площадку текучести и ряд сбросов напряжения на участке упругости. Разрушение всех образцов происходило по основному металлу, поэтому имеет смысл сравнивать полученные механические свойства с требованиями ГОСТ 10704-91.

Видно (см. Табл.1), что прочностные характеристики вполне соответствуют требованиям для данной стали в состоянии закалка + отпуск, а пластичность более чем на 10 % хуже ( $\sigma_{0,2} \geq 245$  МПа,  $\sigma_B \geq 430$  МПа,  $\delta \geq 20$  %).

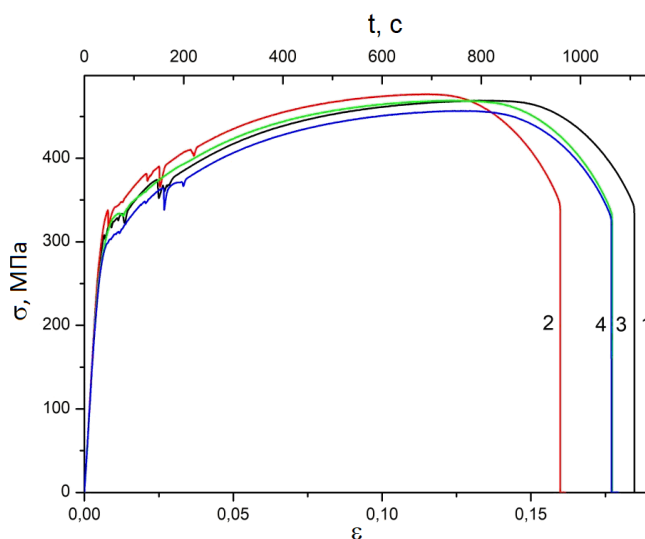


Рис.4. Деформационные кривые образцов стали 20 со швом в *исходном состоянии*

Fig.4. Deformation curves of samples of steel 20 with a seam in the *initial state*

Таблица 1. Механические свойства и критерии локализации стали 20

Table 1. Mechanical properties and localization criteria for steel 20

| №       | $\sigma_{0,2}$<br>МПа | $\sigma_B$ ,<br>МПа | $\delta$       | $\sigma_{loc}$ ,<br>МПа | $t_{loc}$ , с | $t_B$ , с  | $t_\delta$ , с | $\epsilon_{loc}$ | $\epsilon_B$   | $a_1$           | $a_2$           |
|---------|-----------------------|---------------------|----------------|-------------------------|---------------|------------|----------------|------------------|----------------|-----------------|-----------------|
| 1       | 310                   | 469                 | 0,185          | 459                     | 564           | 830        | 1109           | 0,094            | 0,138          | 0,68            | 0,509           |
| 2       | 340                   | 477                 | 0,16           | 463                     | 460           | 700        | 960            | 0,077            | 0,117          | 0,657           | 0,479           |
| 3       | 334                   | 468                 | 0,177          | 405                     | 236           | 760        | 1064           | 0,039            | 0,127          | 0,311           | 0,222           |
| 4       | 309                   | 457                 | 0,177          | 440                     | 480           | 778        | 1064           | 0,08             | 0,13           | 0,617           | 0,451           |
| 5       | 316                   | 472                 | 0,21           | 463                     | 600           | 902        | 1208-          | 0,1              | 0,15           | 0,665           | 0,497           |
| 6       | 303                   | —                   | —              | 445                     | 450           | —          | —              | 0,074            | —              | —               | —               |
| 7       | 327                   | —                   | —              | 463                     | 426           | —          | —              | 0,071            | —              | —               | —               |
| средние | 320±14                | 469±7               | 0,182<br>±0,02 | 448<br>±21              | 459<br>±117   | 794<br>±76 | 1081<br>±90    | 0,076±<br>0,02   | 0,132±<br>0,01 | 0,586±<br>0,155 | 0,432±<br>0,119 |

На рис.5 показана хронограмма паттернов локализованной пластичности в процессе испытания на растяжение от предела текучести до разрушения образца 3. В начале деформирования ( $\Delta t = 0-90$  с) согласно хронограмме происходило формирование ПЧЛ и наблюдалось движение фронтов локализованной деформации в основном металле. Затем в промежутке

времени  $\Delta t = 140-175$  с такие же фронты двигались в зонах термического влияния в металле шва. Далее на участке упрочнения довольно рано выявляется устойчивая зона локализации деформации, в которой со временем формируется шейка и происходит разрушение. Координата середины этой зоны  $x_{loc} = 3$  мм.

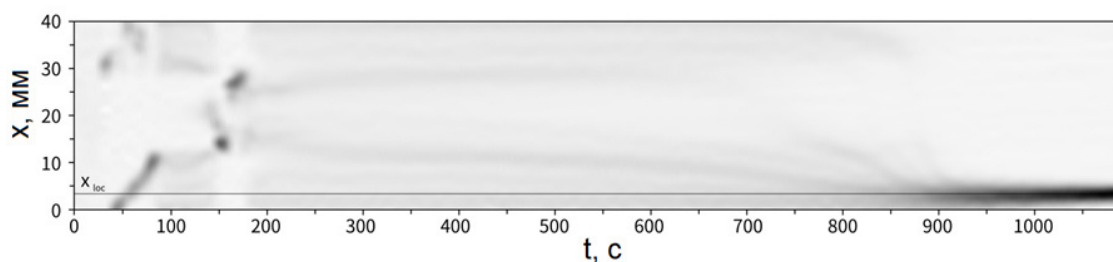
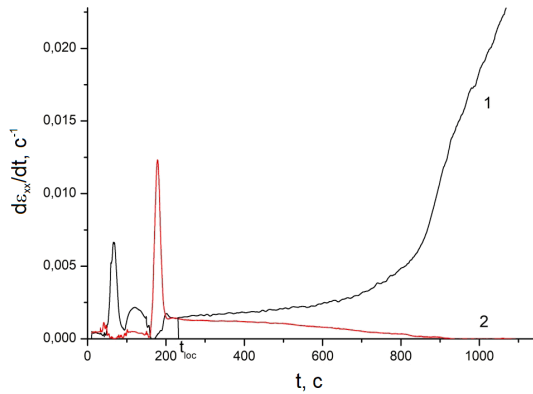


Рис.5. Хронограмма эволюции картины локализации (образец 3, сталь 20, *исходное состояние*)

Fig.5. Chronogram of the evolution of the localization pattern (sample 3, steel 20, *initial state*)

Для определения времени появления устойчивой зоны локализации деформации использован описанный выше прием (см. рис.6). Сравнение скоростей прироста деформации в области с координатой  $x_{loc}$  и в точках вне этой области показало, что  $t_{loc} = 236$  с (рис.6).



**Рис.6.** Скорости прироста локальных деформаций в разных зонах образца 3 (*исходное состояние*); 1 –  $x_{loc} = 3$  мм, 2 –  $x = 25$  мм

**Fig.6.** Growth rates of local strains in different zones of specimen 3 (*initial state*); 1 –  $x_{loc} = 3$  мм, 2 –  $x = 25$  мм

Аналогичным образом были определены времена формирования устойчивых зон локализации деформации для остальных образцов 1, 2, 4, 5. Эти данные, а также времена достижения вершины деформационных кривых  $t_B$  и времена до разрушения  $t_\delta$  представлены в таблице 1.

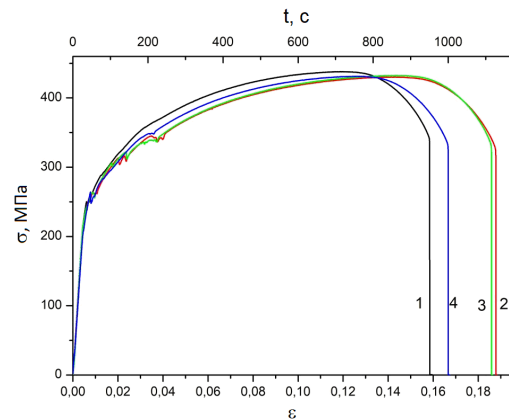
*Механические испытания и анализ картин локализации деформации при растяжении сварных образцов из стали 20 после эксплуатации*

Диаграммы растяжения образцов стали 20 со сварным швом, изготовленных из трубы состояния после эксплуатации, представлены на рис.7. Как и в двух предыдущих случаях они имеют несовершенную площадку текучести и ряд сбросов напряжения на участке упрочнения. Разрушение всех образцов происходило по основному металлу.

**Таблица 2.** Механические свойства и критерии локализации стали 20 после эксплуатации

**Table 2.** Mechanical properties and localization criteria for steel 20 after operation

| №       | $\sigma_{0,2}$<br>МПа | $\sigma_B$ ,<br>МПа | $\delta$        | $\sigma_{loc}$ ,<br>МПа | $t_{loc}$ , с | $t_B$ , с  | $t_\delta$ , с | $\epsilon_{loc}$ | $\epsilon_B$    | $a_1$          | $a_2$           |
|---------|-----------------------|---------------------|-----------------|-------------------------|---------------|------------|----------------|------------------|-----------------|----------------|-----------------|
| 1       | 250                   | 438                 | 0,158           | 414                     | 420           | 721        | 950            | 0,07             | 0,12            | 0,583          | 0,442           |
| 2       | 263                   | 430                 | 0,188           | 367                     | 295           | 853        | 1126           | 0,049            | 0,142           | 0,304          | 0,262           |
| 3       | 263                   | 432                 | 0,186           | 408                     | 492           | 876        | 1114           | 0,082            | 0,146           | 0,562          | 0,442           |
| 4       | 264                   | 433                 | 0,166           | 400                     | 396           | 752        | 996            | 0,066            | 0,125           | 0,527          | 0,398           |
| среднее | 260±6                 | 433±3               | 0,174±<br>0,015 | 397<br>±20              | 401<br>±81    | 800<br>±76 | 1046<br>±87    | 0,067±<br>0,013  | 0,133<br>±0,013 | 0,494<br>±0,13 | 0,386<br>±0,085 |



**Рис.7.** Деформационные кривые образцов стали 20 со швом в состоянии *после эксплуатации*

**Fig.7.** Deformation curves of samples of steel 20 with a seam in the state *after operation*

Видно (см. Табл.2), что основной металл демонстрирует прочностные характеристики вполне соответствующие требованиям для стали 20 в состоянии закалка + отпуск, но пластичность более чем на 10 % хуже ( $\sigma_{0,2} \geq 245$  МПа,  $\sigma_B \geq 430$  МПа,  $\delta \geq 20$  %). При этом она хуже, чем у образцов исходной трубы (см. Табл. 2,  $\delta = 0,182 \pm 0,02$ ).

На рис.8 представлена хронограмма эволюции картин локализованной деформации образца 2 из трубы после эксплуатации. В начале деформирования ( $\Delta t = 0-70$  с) согласно хронограмме происходило формирование ПЧЛ и наблюдалось движение фронтов локализованной деформации в основном металле. Затем в промежутке времени  $\Delta t = 120-150$  с фронты двигались в зонах термического влияния, а в интервале  $\Delta t = 195-250$  с в наплавленном металле шва. Далее на участке упрочнения выявляется устойчивая зона локализации деформации, в которой со временем формируется шейка и происходит разрушение. Координата середины этой зоны  $x_{loc} = 6,5$  мм.

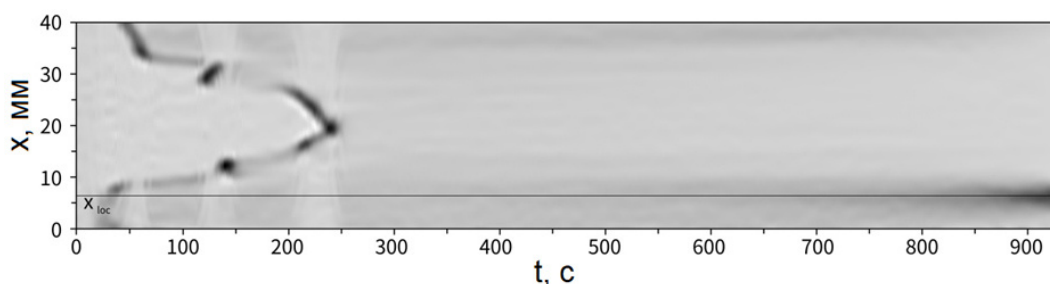


Рис.8. Хронограмма эволюции картины локализации (образец 2, сталь 20, состояние после эксплуатации)

Fig.8. Chronogram of the evolution of the localization pattern (sample 2, steel 20, state after operation)

На рис.9 показаны графики скоростей изменения локальных деформаций в данной зоне  $x_{loc} = 6,5$  мм и в произвольно выбранной области. Видно, что скорость роста деформация в интересующей нас зоне, начиная  $t_{loc} = 295$  с, быстро увеличивается, в остальных точках образца, наоборот, падает.

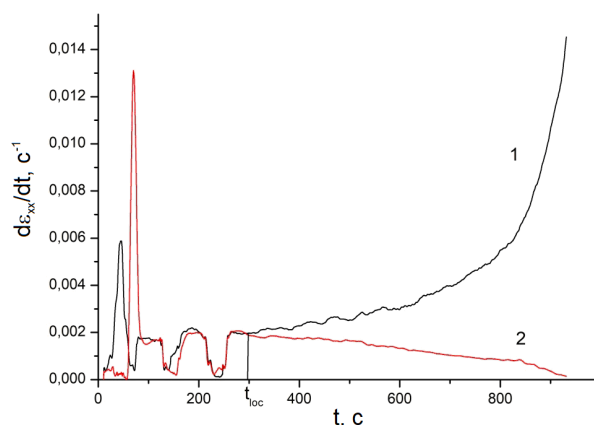


Рис.9. Скорости прироста локальных деформаций в разных зонах образца 2 (состояние после эксплуатации); 1 –  $x_{loc} = 6,5$  мм, 2 –  $x = 35$  мм

Fig.9. Growth rates of local strains in different zones of sample 2 (state after operation); 1 –  $x_{loc} = 6,5$  mm, 2 –  $x = 35$  mm

Подобным образом определены времена формирования зон устойчивой локализации деформации и для остальных образцов (см. Табл. 2).

### Выводы

Из таблиц 1 и 2 видно, что после эксплуатации эти критерии для стали 20 снизились. В исходном состоянии  $a_1 = 0,586 \pm 0,155$ , а после эксплуатации  $a_1 = 0,493 \pm 0,130$ , соответственно  $a_2 = 0,432 \pm 0,119$  в исходном состоянии и  $a_2 = 0,386 \pm 0,085$  после эксплуатации.

Подобное снижение было зафиксировано и на образцах стали 20 без швов (см. отчет 2017 года  $a_1 = 0,828 \pm 0,057$ , а после эксплуатации  $a_1 = 0,623 \pm 0,069$ , соответственно  $a_2 = 0,663 \pm 0,084$  в исходном состоянии и  $a_2 = 0,423 \pm 0,038$  после эксплуатации). Видно, что у сплошных образцов величина обоих критериев больше, чем у сварных. Хотя разрушение сварных образцов происходило по основному металлу, наличие шва, по-видимому, сказывается. Во всяком случае, пластичность и исходных образцов, и образцов после эксплуатации, ниже требуемой ГОСТ 10704-91.

Таким образом, в металле сварных швов деформационные критерии разрушения ниже, чем в основном металле.

### Список литературы

1. Шкляров 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. 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.
5. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлография, 1970. 376 с.

6. Хирш П. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.

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

8. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И. и др. Дальнодействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Ч.1. Под ред. академика В.Е. Панина. Томск: Изд-во ТГУ, 1990. С. 83–93.

9. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

10. 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.

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

12. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов. Киев: Наукова думка, 1989. 256 с.

13. Козлов Э.В., Теплякова Л.А., Тришкина Л.И. Субструктура и закономерности развития микротрещин (электронно-микроскопическое исследование) // Прочность и разрушение гетерогенных материалов. Л.: ФТИ им. А. Ф. Иоффе, 1990. С. 3–23.

14. Структурно-фазовые состояния перспективных металлических материалов: Коллективная монография: под ред. В. Е. Громова. Новокузнецк: Изд-во НПК, 2009. 613 с.

### Информация об авторах

Н. В. Абабков – кандидат технических наук, доцент кафедры технологии машиностроения Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева.

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

А. Н. Смирнов – доктор технических наук, профессор кафедры «Технологии машино-

строения» Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева.

### References

1. Shklyarov, M. I., Osmakov, V. N. & Yedachev, G. M. (1999). Nekotoryye osobennosti vydeleniya strukturno svobodnogo grafita v svarykh 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. 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.).

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

6. Khirsh, P. et al. (1968). Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov. M.: Mir. P. 574.

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

8. Koneva, N. A., Kozlov, E. V. & Trishkina, L. I. et al. (1990). Dal'nodeystvuyushchiye polya napryazheniy, krivizna-krucheniye kristallicheskoy reshetki i stadii plasticheskoy deformatsii. Metody izmereniy i rezul'taty. *Novyye metody v fizike i mekhanike deformiruyemogo tverdogo tela. CH.1. Pod red. akademika V.E. Panina. Tomsk: Izd-vo TGU*, 83–93. (In Russ.).

9. Rybin, V. V. (1986). Bol'shiye plasticheskiye deformatsii i razrusheniye metallov. M.: Metallurgiya. P. 224. (In Russ.).

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

11. Koneva, N. A. & Kozlov E. V. (1990). Fizicheskaya priroda stadiynosti plasticheskoy deformatsii. *Izv. vuzov. Fizika*, 2, 89–106. (In Russ.).



12. Trefilov, V. I., Moiseyev, V. F. & Pechkovskiy, E. P. et al. (1989). Deformatsionnoye uprochneniye i razrusheniye polikristallicheskikh materialov. Kiyev: Naukova dumka. P. 256. (In Russ.).

13. Kozlov, E. V., Teplyakova, L. A. & Trishkina L. I. (1990). Substruktura i zakonomernosti razvitiya mikrotreshchin (elektronno-mikroskopicheskoye issledovaniye). Prochnost' i razrusheniye geterogennykh materialov. L.: FTI im. A. F. Ioffe. P. 3–23. (In Russ.).

14. (2009). Strukturno-fazovyye sostoyaniya perspektivnykh metallicheskikh materialov: Kollektivnaya monografiya: pod red. V. E. Gromova. Novokuznetsk: Izd-vo NPK. P. 613. (In Russ.).

### **Information about the authors**

*N. V. Ababkov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor 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, 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.*

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

Статья поступила в редакцию 14.11.2022; одобрена после рецензирования 17.01.2023; принята к публикации 01.02.2023.

The article was received by the editorial board on 14 Nov. 22; approved after reviewing 17 Jan. 23; accepted for publication 01 Feb. 23.