

УДК 533.9

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТРУКТУРУ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ НАСЫЩЕНИИ*

Баранникова С.А.^{1,2,3}, д.ф.-м.н., доцент, ведущий научный сотрудник (bsa@ispms.tsc.ru)

Иванов Ю.Ф.^{4,3}, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник (yuf@mail2000.ru)

Косинов Д.А.⁵, аспирант кафедры физики В.М. Финкеля

Коновалов С.В.⁵, д.т.н., доцент кафедры физики им. В.М. Финкеля (konovalov@physics.sibsib.ru)

Громов В.Е.⁵, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой физики им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsib.ru)

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

(634055, Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/4)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

(634034, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 36)

³ Томский государственный архитектурно-строительный университет

(634003, Россия, г. Томск, пл. Соляная, 2)

⁴ Институт сильноточной электроники СО РАН

(634055, Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/3)

⁵ Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, г. Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

Аннотация. Исследованы особенности макроскопической локализации пластической деформации и структуры поликристаллов листовой низкоуглеродистой стали 08пс после горячей прокатки и в результате электролитического насыщения водородом в термостатической трех-электродной ячейке при постоянном потенциале. Методом двухэкспозиционной спекл-фотографии на разных стадиях деформационного упрочнения определены основные типы и параметры макроскопической локализации пластического течения: скорость перемещения и длина волны. С использованием методов оптической и электронной микроскопии показано влияние атомов внедрения водорода на изменение дефектной субструктуры и морфологию цементита. Рассмотрено формирование дислокационных субструктур, выявлен изгиб-кручение кристаллической решетки α -фазы, о чем свидетельствует присутствие изгибных экстинкционных контуров. Показано, что основными источниками полей напряжений являются границы зерен и фрагментов.

Ключевые слова: структура, пластичность, спекл-фотография, локализация деформации, длина волны, водород, дислокационная субструктура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-128-133

Повышение надежности и увеличение сроков эксплуатации стальных изделий находятся в зависимости от содержания вредных примесей. Одной из таких примесей является водород, который попадает в металл не только на всех этапах технологии изготовления, но и в процессе эксплуатации изделий, значительно снижая их технологические и служебные свойства [1 – 3]. Равновесное содержание водорода в α -железе мало, но может быть увеличено при электролитическом насыщении [4, 5]. Трудности объяснения водородных эффектов связаны с сочетанием его высокой диффузионной подвижности и возможности его транспортировки движущимися дислокациями на большие расстояния, значительно превышающие длину путей решеточной диффузии [6].

Различные микроскопические модели [1, 2], базирующиеся на теории дислокаций, объясняют водород-

ные эффекты. Однако такие подходы представляются недостаточными, поскольку не учитывают того обстоятельства, что пластическая деформация твердых тел развивается локализованно на протяжении всего процесса течения [7]. Особенно интенсивно этот процесс проявляется на макромасштабном уровне, когда формирующиеся локализационные паттерны оказываются однозначно связанными с законами деформационного упрочнения $\theta(\epsilon)$, действующими на соответствующей стадии процесса. В этом случае паттерны принимают форму автоволн разных типов (автоволны переключения, фазовые автоволны и т.д.) [7].

В связи с этим в настоящем исследовании предпринята попытка выяснить влияние наводороживания на макроскопическую локализацию и структуру низкоуглеродистой стали.

Комплексные исследования характера неоднородности пластической деформации выполнены на образцах стали 08пс после горячей прокатки (состояние 1) и на образцах стали 08пс после горячей прокатки и лабо-

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2013 – 2020 гг. и Программы «Научный фонд им. Д.И. Менделеева Томского государственного университета» в 2014 – 2015 гг.

ракторного электролитического насыщения водородом (состояние 2). Средний размер зерен в исходном состоянии в поперечном сечении образцов составил примерно 14 ± 6 мкм, а в продольном – 12 ± 5 мкм. Образцы с размерами рабочей части $50 \times 10 \times 2$ мм растягивали на испытательной машине «Instron-1185» при температуре 300 К со скоростью 0,1 мм/мин. Для исследований картин макролокализации пластического течения использовали технику двухэкспозиционной спекл-фотографии [7]. Образцы наводороживали при температуре 323 К в течение 24 ч (аналогично работам [4, 5]) в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом катодном потенциале -600 мВ относительно хлорсеребряного электрода сравнения в

1-нормальном растворе серной кислоты с добавлением 20 мг/л тиомочевины. Вольт-амперные кривые фиксировали с помощью потенциостата IPC-Compart. До механических испытаний наводороженные образцы хранили в жидком азоте. Абсолютную концентрацию водорода в образцах определяли методом плавления в инертной атмосфере на анализаторе RHEN 602. Для послойного анализа распределения водорода по толщине образцов использовали метод атомно-эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда (Profiler-2). Исследования микроструктуры проводили с использованием оптической микроскопии (Neophot-21). Исследования фазового состава и дефектной субструктуры образцов осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии (ЭМ-125).

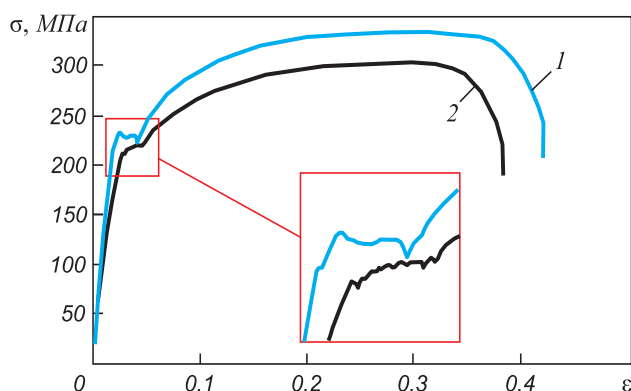


Рис. 1. Кривые нагружения стали 08пс при 300 К:
1 – образцы в исходном состоянии; 2 – образцы, наводороженные в трехэлектродной ячейке при постоянном потенциале в течение 24 ч (на вставке выделена площадка текучести для исходного и наводороженного образцов)

Fig. 1. Curves of 08ps steel loading at 300 K:
1 – samples in an initial state; 2 – samples, hydrotreated in a three-electrode cell at constant potential during 24 hours (on the insert the fluidity area for initial and hydrotreated samples is marked)

По сравнению с исходным состоянием 1 (после горячей прокатки) в состоянии 2 (после электролитического насыщения водородом в течение 24 ч) на кривых пластического течения (рис. 1) вырождается площадка текучести, наблюдается снижение предела текучести и временного сопротивления примерно на 25 МПа, относительного удлинения после разрыва – на 5 %.

Использование техники спекл-фотографии позволило установить, что на площадке текучести характер развития картин локализации пластического течения в двух состояниях существенно различается. Данные о скоростях движения одиночных фронтов локализованной деформации, соответствующих полосам Чернова-Людерса, приведены в табл. 1.

На стадии линейного деформационного упрочнения в образцах формируется фазовая автоволна локализованной пластичности (v_{aw} – скорость распространения волны; λ – пространственный период – длина автоволны). На рис. 2 приведены распределения локальных удлинений (компонента ϵ_{xx} тензора ϵ_{ij}) по осям образцов. В состоянии 1 $\lambda = 8$ мм, $v_{aw} \approx 5,3 \cdot 10^{-5}$ м/с; в состоянии 2

Т а б л и ц а 1

Основные данные о локализации деформации при растяжении листовой стали 08пс

Table 1. Basic data on the localization of deformation at tensile of 08ps sheet steel

| Состояние | Стадии деформационного упрочнения | Картинки локализации деформации |
|-----------|-----------------------------------|--|
| 1 | Площадка текучести | Встречное движение одиночных зон локализации деформации (v_{aw} : $8,5 \cdot 10^{-5}$ м/с; $3,8 \cdot 10^{-5}$ м/с; $6,8 \cdot 10^{-5}$ м/с; $8,5 \cdot 10^{-5}$ м/с) |
| | Линейная стадия | Бегущая автоволна локализации деформации ($v_{aw} \approx 5,3 \cdot 10^{-5}$ м/с; $\lambda \approx 8$ мм) |
| | Параболическая стадия | Стационарная система зон локализации деформации ($\lambda \approx 7,5$ мм) |
| 2 | Площадка текучести | Встречное движение одиночных зон локализации деформации (v_{aw} : $1,3 \cdot 10^{-4}$ м/с и $5,5 \cdot 10^{-5}$ м/с) |
| | Линейная стадия | Бегущая автоволна локализации деформации ($v_{aw} \approx 6,3 \cdot 10^{-5}$ м/с; $\lambda \approx 6$ мм) |
| | Параболическая стадия | Стационарная система зон локализации деформации ($\lambda \approx 6$ мм) |

Примечание. Для двух состояний стали 08пс стадии предразрушения соответствует схождение очагов локализованного пластического течения в месте образования шейки.

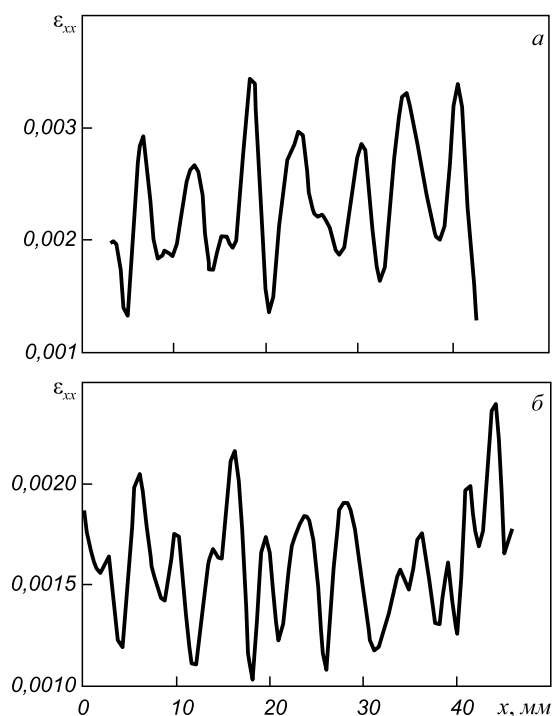


Рис. 2. Картины локализации пластической деформации образцов стали 08пс на стадии линейного деформационного упрочнения в виде распределений локальных удлинений: *a* – образцы в исходном состоянии, $\varepsilon = 6,5\%$; *б* – образцы, наводороженные в трехэлектродной ячейке при постоянном потенциале в течение 24 ч, $\varepsilon = 7,5\%$

Fig. 2. Pattern of plastic deformation localization of 08ps steel samples at the stage of linear strain hardening in the form of distribution of local elongations:

a – samples in an initial state, $\varepsilon = 6,5\%$; *b* – samples, hydrotreated in a three-electrode cell at constant potential during 24 hours, $\varepsilon = 7,5\%$

$\lambda = 6$ мм, $v_{aw} \approx 6,3 \cdot 10^{-5}$ м/с. Структура очагов локализации в состоянии 2 (в отличие от состояния 1) оказывается сложной, при этом выявляются высокоамплитудные максимумы локальных деформаций, разделенные совокупностью низкоамплитудных максимумов.

На стадии параболического деформационного упрочнения сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации становится стационарной. Пространственный период автоволн локализации деформации составляет 7,5 и 6,0 мм для состояний 1 и 2 соответственно.

На стадии предразрушения система стационарных очагов локализованной деформации, характерная для стадии параболического упрочнения, сменяется одним, постепенно растущим стационарным максимумом, характеризующимся большой амплитудой компоненты локального удлинения ε_{xx} тензора пластической дилатации. Этот максимум указывает на место будущего вязкого разрушения образцов стали 08пс в состояниях 1 и 2, и с момента его появления практически вся деформация локализуется в этой узкой зоне образца.

Установлено, что водород усиливает локализацию деформации и изменяет количественные параметры

картин локализации пластической деформации (длину и скорость автоволн локализации пластической деформации). В табл. 1 приведены обобщающие данные о скоростях распространения и длинах автоволн локализации пластического течения, полученные для исследованных состояний стали 08пс.

Исследование фазового состава и дислокационной субструктуры образцов стали 08пс проводили с использованием методов дифракционной электронной микроскопии [8]. Анализ фрагментированной структуры, формирующейся в стали 08пс в состоянии 1, показал, что относительная площадь зерен, занятая неравноосными и квазиравноосными фрагментами, составляет 0,7 и 0,1 соответственно (0,2 – зерна, не содержащие фрагментов). Средние поперечные размеры фрагментов квазиравноосной формы – примерно 1,6 мкм, неравноосной формы – 0,6 мкм. В объеме фрагментов, а также в объеме зерен, не содержащих малоугловых границ, присутствует дислокационная субструктура сетчатого типа (0,6 объема зерна) и хаотически распределенные дислокации (0,4 объема зерна). Скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle$, усредненная по всем типам субструктуры, составляет $2,4 \cdot 10^{10}$ см⁻². На электронно-микроскопических изображениях структуры стали присутствуют изгибные экстинкционные контуры с плотностью $1,3 \cdot 10^5$ мм⁻² и средним поперечным размером 90 нм. Наличие таких контуров указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки α -железа в состоянии 1 (то есть на поля внутренних напряжений, формирующиеся в стали при ее термомеханической обработке). Основными источниками этих полей являются границы зерен и фрагментов.

Электролитическое наводороживание образцов в течение 24 ч не приводит к существенному изменению структуры стали. Электронно-микроскопическими методами исследования образцов в состоянии 2 в объеме зерен выявляется фрагментированная субструктура; в объеме фрагментов присутствует дислокационная сетчатая субструктура или хаотически распределенные дислокации; границы зерен и фрагментов являются источниками кривизны-кручения кристаллической решетки стали, о чем свидетельствуют изгибные экстинкционные контуры. Различия в структуре стали в состоянии после горячей прокатки и в структуре стали, подвергнутой после горячей прокатки лабораторному электролитическому наводороживанию, выявляются при количественном анализе структуры (табл. 2). Электролитическое наводороживание приводит к незначительному увеличению средних размеров фрагментов и существенному расширению спектра размеров фрагментов. Одновременно с этим наводороживание стали сопровождается формированием в стыках границ зерен областей с квазиравноосной фрагментированной субструктурой. Размеры фрагментов в таких областях изменяются в пределах 100 – 550 нм. Присутствие большого числа

Количественные характеристики субструктуры стали 08пс

Table 2. Quantitative characteristics of 08ps steel substructure

| Состояние | Размеры фрагментов, мкм | | $\langle \rho \rangle \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$ | Характеристики контуров | | $\Delta\alpha, \text{град.}$ |
|-----------|-------------------------|-----------------|---|-------------------------|--------------------------------------|------------------------------|
| | H | L | | $h, \text{нм}$ | $\eta \cdot 10^{-5}, \text{мм}^{-2}$ | |
| 1 | $0,60 \pm 0,31$ | $> 2,5$ | 2,4 | 188,6 | 1,3 | 2,8 |
| 2 | $0,37 \pm 0,16$ | $0,85 \pm 0,37$ | 2,8 | 172,5 | 2,2 | 4,3 |

наноразмерных фрагментов отражается и на строении микроэлектронограмм, рефлекс которых проявляют тенденцию к формированию дифракционных колец. Следует отметить, что в структуре стали перед наводороживанием подобные области не обнаруживались. Формирование областей с наноразмерными фрагментами вызвано процессами релаксации внутренних полей напряжений, формирующихся в стыках границ зерен наводороженной стали. Наблюдается незначительное снижение скалярной плотности дислокаций стали при электролитическом наводороживании. Выявлено незначительное (в 1,14 раза) уменьшение средних поперечных размеров изгибных экстинкционных контуров, что соответствует пропорциональному увеличению амплитуды внутренних полей напряжений. Данный эффект, очевидно, обусловлен процессами, имеющими место при внедрении водорода в кристаллическую решетку стали. Обнаружено незначительное (в 1,2 раза) увеличение азимутальной составляющей угла полной разориентации дефектной субструктуры стали. Этот эффект может быть обусловлен влиянием на дефектную субструктуру стали водорода, расположенного на субграницах фрагментов. Наводоро-

живание стали оказывает существенное влияние на состояние карбидной фазы исследуемого материала. Пластины цементита теряют огранку, в объеме пластин выявляется крапчатый контраст (рис. 3). Подобные изменения морфологии и структуры пластин могут свидетельствовать о распаде цементита в процессе его взаимодействия с атомами водорода, а именно, об «уходе» атомов углерода из кристаллической решетки цементита. Предпочтительными местами локализации атомов углерода могут быть границы и стыки границ зерен.

После электролитического насыщения образцов водородом основное его количество сосредоточено в поверхностном слое, в котором одновременно действуют два механизма влияния водорода на структуру и свойства стали. С одной стороны, происходят изменения, связанные с наклепом и образованием микропор (флокенов при достаточных концентрациях), с другой – изменения, обусловленные разложением цементита с образованием углеводородов (метана CH_4 или метана C_2H_6 при больших концентрациях водорода) [9, 10]. При разложении цементита под действием растворенного атомарного водорода образуется непре-

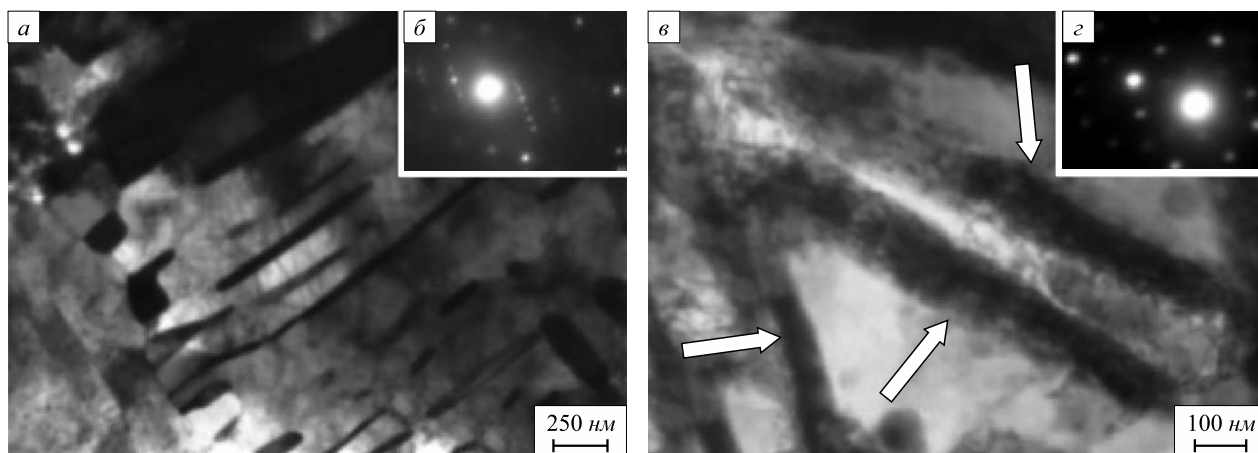


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 08пс в исходном состоянии (а, б) и предварительно наводороженные (в, г) (на поз. в стрелками указаны пластины цементита):

а, в – светлопольные изображения; б, г – микроэлектронограммы

Fig. 3. Electron microscope image of the structure of 08ps steel in an initial state (a, b) and hydrotreated beforehand (c, d) (at the position c the pointers show cement plates):

a, c – bright-field images; b, d – microelectron-diffraction patterns

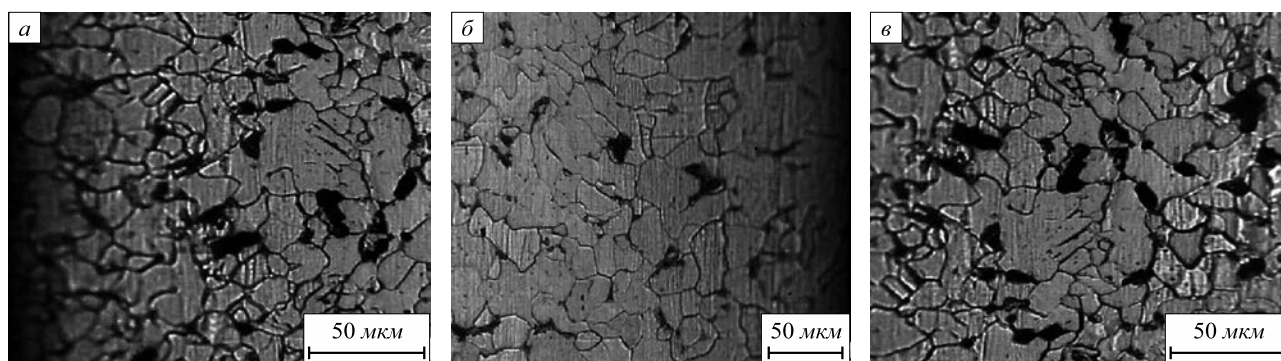


Рис. 4. Структура стали 08пс: оптическая микроскопия микрошлифа по толщине в исходном состоянии вблизи поверхности (а), в наводороженном состоянии вблизи поверхности (б) и в сердцевине (в)

Fig. 4. 08ps steel structure: optical microscopy of microsection along the thickness in an initial state nearby the surface (a), in a hydrotreated state nearby the surface (b) and in the core (c)

дельный углеводород метин, молекулы которого, имея достаточно малый размер, могут находиться в дефектах кристаллической решетки, включая субграницные дислокации. Химическая реакция в этом случае имеет вид $\text{Fe}_3\text{C} + \text{H} = \text{CH} + 3\text{Fe}$. Нагрев под обезводороживание сдвигает химическое равновесие в сторону образования цементита, поскольку в этом направлении реакция идет с уменьшением объема [10].

В настоящей работе металлографические исследования образцов проводили на оптическом микроскопе. Исследования микроструктуры стали 08пс в исходном состоянии показали, что основной ее структурной составляющей является феррит, имеется также перлит (рис. 4, а); эти составляющие характерны для низкоуглеродистых сталей после горячей прокатки. После наводороживания в сердцевине структура практически не наблюдается (рис. 4, в), в то время как вблизи поверхностного слоя перлита наблюдается меньше (рис. 4, б). Такой эффект идентифицируется как частичное обезуглероживание при наводороживании углеродистой стали [10]. Средние значения микротвердости по толщине образцов (определяли на приборе ПМТ-3) в сердцевине образцов в исходном состоянии в продольном сечении составляют 1130 ± 10 МПа, вблизи поверхности 1100 ± 15 МПа. Микротвердость в сердцевине образцов после электролитического наводороживания составляет 1330 ± 20 МПа, а вблизи поверхности 1250 ± 10 МПа. Статистическая обработка этих данных показала, что значения микротвердости в стали до и после наводороживания отличаются значимо.

Выводы. Электролитическое насыщение водородом образцов низкоуглеродистой стали 08пс приводит к изменению дефектной субструктуры, морфологии пластин цементита и сопровождается формированием в стыках границ зерен областей с наноразмерными фрагментами. На границе раздела фаз водород реагирует с цементитом с образованием углеводородных соединений [9, 10], давление которых, достигая критических

величин, может приводить к разрушению. Таким образом, при последующей деформации предварительно наводороженной стали выявленные в стыках границ зерен области с повышенным уровнем дефектности (наноразмерная фрагментированная субструктура, образование метина) будут являться в последующем местами образования микротрещин. Изменения в микроструктуре стали отражаются на деформационных кривых и картинах локализации пластической деформации. Сравнение данных для стали 08пс показало, что при растяжении в исходном и наводороженном состояниях на всем протяжении процесса пластического течения в этих материалах закономерно формируются и эволюционируют очаги локализованной пластичности. Водород усиливает локализацию и меняет количественные параметры макроскопической локализации пластической деформации: длину и скорость автоволн локализации пластической деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Birnbaum H.K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture // *Mater. Sci. & Eng. A*. 1994. Vol. 176. P. 191 – 202.
2. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys // *J. Mech. A. Solids*. 2001. Vol. 20. P. 857 – 872.
3. Ramunni V.P., De Paiva Coelho T., de Miranda P.E.V. Interaction of hydrogen with the microstructure of low-carbon steel // *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. Vol. 435-436. P. 504 – 514.
4. Yagodzinsky Yu., Tarasenko O., Smuk S., Aaltonen P. and Hänninen H. A new method for studying thermal desorption of hydrogen from metals based on internal friction technique // *Physica Scripta*. 2001. Vol. 94. P. 11 – 120.
5. Yagodzinsky Y., Todoshchenko O., Papula S., Hänninen H. Hydrogen solubility and diffusion in austenitic stainless steels studied with thermal desorption spectroscopy // *Steel Res. Int.* 2011. Vol. 82. Is. 1. P. 20 – 25.
6. Robertson I.M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics // *Eng. Frac. Mech.* 2001. Vol. 68. P. 671 – 692.
7. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A., Zykov I.Y. A new type of plastic deformation waves in solids // *Appl. Phys.* 2000. Vol. A 71. P. 91 – 94.

8. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Косинов Д.А. и др. Структура листового проката из низкоуглеродистой стали после удаления окислы // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 4. С. 51 – 55.
9. Грдина Ю.В., Крепышева Л.Б. О механизме образования флокенов // Изв. вуз. Черная металлургия. 1961. № 10. С. 94 – 103.
10. Криштал М.М., Караванова А.А., Еремичев А.А., Ясников И.С. Эффект обратимости разложения цементита при наводороживании углеродистой стали // Доклады Академии наук. 2009. Т. 425. № 6. С. 754 – 756.

Поступила 23 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2016. VOL. 59. NO. 2, PP. 128–133.

EFFECT OF HYDROGEN ON THE LOCALIZATION OF PLASTIC DEFORMATION AND STRUCTURE OF THE ELECTROLYTICALLY SATURATED LOW-CARBON STEEL

S.A. Barannikova^{1, 2, 3}, Yu.F. Ivanov^{3, 4}, D.A. Kosinov⁵, S.V. Konovalov⁵, V.E. Gromov⁵

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

² National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

³ Tomsk State University of Architecture and Building (TSUAB), Tomsk, Russia

⁴ Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

⁵ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The main features of plastic strain macrolocalization and structure of low-carbon steel after hot rolling and electrolytic hydrogen saturation in a thermostatted three-electrode electrochemical cell at a controlled constant cathode potential have been studied. Using the method of double-exposure speckle photography at different stages of strain hardening the main types and parameters of plastic flow macrolocalization (propagation rate and wavelength) have been identified. The effect of interstitial impurity of hydrogen on the change of the substructure and cementite morphology has been determined using methods of optical and electron microscopy. Attention has been given to the formation of dislocation substructures; bending-torsion of the α -phase lattice has been revealed, as evidenced by the presence of bend extinction contours. The main sources of stress field have been found to be grain and fragment boundaries.

Keywords: structure, plasticity, speckle photography, strain localization, wave length, hydrogen, dislocation substructure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2016-2-128-133

REFERENCES

1. Birnbaum H.K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture. *Mater. Sci. & Eng. A*. 1994, vol. 176, pp. 191–202.
2. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys. *J. Mech. A. Solids*. 2001, vol. 20, pp. 857–872.
3. Ramunni V.P., De Paiva Coelho T., de Miranda P.E.V. Interaction of hydrogen with the microstructure of low-carbon steel. *Mater. Sci. Eng. A*. 2006, vol. 435–436, pp. 504–514.

4. Yagodzinsky Yu., Tarasenko O., Smuk S., Aaltonen P. and Hänninen H. A new method for studying thermal desorption of hydrogen from metals based on internal friction technique. *Physica Scripta*. 2001, vol. 94, pp. 11–120.
5. Yagodzinsky Yu., Todoshchenko O., Papula S., Hänninen H. Hydrogen solubility and diffusion in austenitic stainless steels studied with thermal desorption spectroscopy. *Steel Res. Int.* 2011, vol. 82, Issue 1, pp. 20–25.
6. Robertson I.M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics. *Eng. Frac. Mech.* 2001, vol. 68, pp. 671–692.
7. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A., Zykov I.Y. A new type of plastic deformation waves in solids. *Appl. Phys.* 2000, vol. A 71, pp. 91–94.
8. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kosinov D.A., Konovalov S.V., Barannikova S.A. The structure of low carbon steel rolled sheets after mill scale removing. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 4, pp. 51–55. (In Russ.).
9. Grdina Yu.V., Krepyшева L.B. On the formation of lemon spots. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1961, no. 10, pp. 94–103. (In Russ.).
10. Krishtal M.M., Karavanova A.A., Eremichev A.A., Yasnikov I.S. On the reversibility of cementite decomposition upon the hydrogenation of carbon steel. *Doklady Physics*. 2009, vol. 54, no. 4, pp. 193–195.

Acknowledgements. The work was performed in the frames of Program of fundamental researches of State Academy of Sciences in 2013 – 2020 and the Program “D.I. Mendeleev Science Foundation of Tomsk State University” in 2014 – 2015.

Information about the authors:

S.A. Barannikova, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Leading Researcher (bsa@ispms.tsc.ru)

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Leading Researcher (yuf@mail2000.ru)

D.A. Kosinov, Postgraduate of the Chair of Physics named after V.M. Finkel

S.V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (konovalov@physics.sibsio.ru)

V.E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Physics named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsio.ru)

Received December 23, 2013