

PACS numbers: 46.50.+a, 62.20.fq, 62.50.-p, 81.40.Lm, 81.40.Np, 83.50.-v

Влияние водорода на локализацию пластической деформации при растяжении низкоуглеродистой стали

С. А. Баранникова^{*,**,***}, М. В. Надежкин^{*,****}, А. Г. Лунев^{*,****},
В. В. Горбатенко^{*}, Г. В. Шляхова^{*,*****}, Л. Б. Зуев^{*,**}

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
просп. Академический, 2/4,
634055 Томск, Россия*

***Томский государственный университет,
просп. Ленина, 36,
634050 Томск, Россия*

****Томский государственный архитектурно-строительный университет,
пл. Соляная, 2,
634003 Томск, Россия*

*****Томский политехнический университет,
просп. Ленина, 30,
634050 Томск, Россия*

******Северский технологический институт НИЯУ МИФИ,
просп. Коммунистический, 65,
636036 Северск, Россия*

Сравниваются особенности локализации пластической деформации в низкоуглеродистой листовой стали 08пс (0,07% мас. С) на площадке текучести при отсутствии деформационного упрочнения, на стадии линейного деформационного упрочнения с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения и на стадии параболического деформационного упрочнения. С помощью метода двухэкспозиционной спекл-фотографии определены основные типы и параметры локализации пластического течения на разных стадиях деформационного упрочнения стали в трёх состояниях: после горячей прокатки, после размотки горячекатаного рулона и травления для удаления окалины, в результате электролитического насыщения водородом в трёхэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом катодном потенциале образцов после горячей прокатки.

Порівнюються особливості локалізації пластичної деформації в низьковуглецевій листовій сталі 08пс (0,07% мас. С) на полиці плинності при відсутності деформаційного зміцнення, на стадії лінійного деформаційного зміцнення з постійним коефіцієнтом деформаційного зміцнення та на стадії

параболічного деформаційного зміцнення. За допомогою методу двоекспозиційної спекл-фотографії визначено основні типи і параметри локалізації пластичної течії на різних стадіях деформаційного зміцнення сталі в трьох станах: після гарячої прокатки, після розмотування гарячекатаного рулону і цвплення для видалення окалини, в результаті електролітичного насичення воднем в триелектродній електрохімічній комірці при постійному контрольованому катодному потенціалі зразків після гарячої прокатки.

The features of plastic-deformation localization in the low-carbon steel plate (0.07% wt. C) on the yield plateau in the absence of strain hardening, at the stage of linear hardening with a constant coefficient of strain hardening, and at the stage of parabolic work hardening are discussed. Using the method of double-exposure speckle photography, the major types and parameters of plastic-flow localization at different stages of deformation hardening of steel in the three states (after hot rolling, pickling and descaling, and electrolytic hydrogen saturation with a three-electrode electrochemical cell at a constant controlled cathode potential of the hot-rolled samples) are identified.

Ключевые слова: пластичность, прочность, спекл-фотография, локализация деформации, водородное охрупчивание.

(Получено 4 сентября 2013 г.; окончат. вариант — 30 января 2014 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Исследование водорода в металлах представляет значительный интерес, что связано, в первую очередь, с широким спектром задач, решаемых в этой области. Растворенный водород изменяет механические и физико-химические свойства материала, благодаря образованию дефектной структуры [1–4]. По мере накопления знаний о природе влияния малых количеств примесей на склонность к хрупкому разрушению, менялись и представления о механизме водородной хрупкости [5–7]. При низкотемпературных ($T < 373$ К) исследованиях особенно весомым становится влияние тонкой структуры металла и поверхностных его взаимодействий с водородом на фоне весьма небольшой растворимости и диффузионной подвижности атомов водорода [2, 3]. Такое влияние резко усиливается при использовании электролитических методов насыщения водородом [8]. Следует также учитывать явления, происходящие в результате совместного действия диффузии водорода и движения дислокаций. Транспортировка атомов водорода может совершаться со скоростями, значительно превышающими скорость решеточной диффузии [9, 10].

Усиление водородом локализованной пластичности описано к настоящему времени на микроуровне [11, 12]. Стремление к прогрессу в изучении механизмов водородной хрупкости конструкционных материалов требует систематического исследования механизмов локали-

зации пластической деформации, стимулированной водородом на различных масштабных уровнях пластической деформации, в том числе, на уровне макроскопической локализации пластического течения.

В [13] показано, что пластическая деформация твердых тел развивается локализовано на всем протяжении процесса течения. Особенно эффектно она проявляется на макроскопическом масштабном уровне, когда картины локализации связаны с законом деформационного упрочнения $\theta(\epsilon)$, действующим на соответствующей стадии процесса. В этом случае картины локализации принимают форму автоволн разных типов, причем существует взаимно однозначное соответствие между типом картины локализации и законом деформационного упрочнения, действующим на этой стадии процесса течения. Водородное охрупчивание сталей является серьезной практической проблемой [5, 6], от успешного решения которой зависит безопасность работы конструкций. В связи с этим, в настоящем исследовании предпринята попытка, выяснить влияние водорода на макроскопическую локализацию пластического течения и разрушение листовой стали 08пс (0,07 С, 0,35 Мн, 0,01 Si, 0,017 S, 0,011 Р, 0,03 Cr, 0,05 Ni, 0,036 Al, остальное Fe, % мас.), используемой в автомобилестроении для изготовления кузовов [14].

Горячекатаные рулоны стали 08пс являются подкатом для производства холоднокатаного листа. После горячей прокатки на поверхности стальной полосы образуется окалина, которую перед дальнейшей обработкой необходимо удалить. Травление рулонного подката производят в непрерывных травильных агрегатах [15]. Полоса в непрерывных травильных агрегатах бесконечной лентой проходит через ванны с кислотным раствором. Для увеличения скорости травления окалина разрушается перед операцией травления знакопеременным изгибом полосы в специальной гибочной машине [15]. Промытая и просушенная полоса сматывается в рулон. В настоящей работе сталь 08пс исследовалась в трех состояниях: после горячей прокатки до толщины 2 мм (состояние 1); после размотки горячекатаного рулона и кислотного травления для удаления окалины перед холодной прокаткой (состояние 2); в результате лабораторного электролитического насыщения водородом образцов после горячей прокатки (состояние 3). При травлении горячекатаных полос кислота, кроме реакции с окалиной, воздействует и на сталь с выделением атомарного водорода, который, с одной стороны, способствует механическому отрыву нерастворенной окалины от поверхности, а с другой, диффундируя в металл, вызывает явление охрупчивания [2]. Поэтому для анализа влияния атомов внедрения водорода на особенности пластического течения стали 08пс проводили лабораторное наводороживание образцов после горячей прокатки в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом катодном потенциале $U = -600$ мВ, за-

даваемом относительно хлор-серебряного электрода сравнения, в 1 нормальном растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины 20 мг/л при температуре 323 К в течение 24 часов [16]. Вольтамперные кривые фиксировались с помощью потенциостата IPC-Comrast. До испытаний наводороженные образцы хранили в жидком азоте.

Исследования микроструктуры с использованием оптической микроскопии показали, что микроструктуры стали в трех состояниях практически одинаковы. Во всех случаях ферритные зерна имеют выраженную полигональную структуру. Такая структура характерна для низкоуглеродистых сталей после горячей прокатки. Основной структурной составляющей стали 08пс является феррит, содержащий небольшое количество перлита. В состоянии 1 и 3 средний размер зерна в поперечном сечении $13,6 \pm 6,2$ мкм, а в состоянии 2 — $11,5 \pm 5,4$ мкм. Это различие в размерах зерен статистически незначимо.

Анализ структуры с помощью атомно-силового микроскопа позволил выявить структуру перлитных зерен в стали 08пс. Оказалось, что перлитная составляющая в этом случае существует в виде конгломератов цементитных глобул. Удалось наблюдать выделение третичного цементита, окаймляющего границы зерен в виде тонких прослоек [17]. Некоторое различие структур стали 08пс в состояниях 1 и 2 сводится к появлению на границах зерен феррита ступеней, связанных, очевидно, со сдвигами в приграничных объемах при небольшой пластической деформации, вызванной размоткой рулона.

Было установлено, что операция размотки и травления, а также насыщения водородом образцов вызывает изменение механических свойств. Как показано на рис. 1, кривые пластического течения стали в этих трех состояниях, заметно различаются. После размотки рулона и кислотного травления (рис. 1, кривая 2), а также в результате электролитического наводороживания (рис. 1, кривая 3) на кривых течения практически исчезает площадка текучести, а основные механические характеристики стали (предел текучести и временное сопротивление) снижаются на ≈ 25 МПа. В исходном состоянии 1 (рис. 1, кривая 1) после горячей прокатки (без водорода) и после электролитического насыщения водородом в течение 24 часов наблюдается также снижение характеристик пластичности (относительное удлинение после разрыва) на ≈ 5 % (рис. 1, кривая 3). Для выяснения причин различия далее будут сравниваться качественные и количественные данные о характере макроскопической локализации пластической деформации для этих трех состояний.

2. МАТЕРИАЛ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА

Особенности структуры и деформации стали 08пс в состояниях 1, 2 и 3 исследованы на образцах в форме двойной лопатки с размерами рабочей части $50 \times 10 \times 2$ мм, вырезанных из листов толщиной 2 мм.

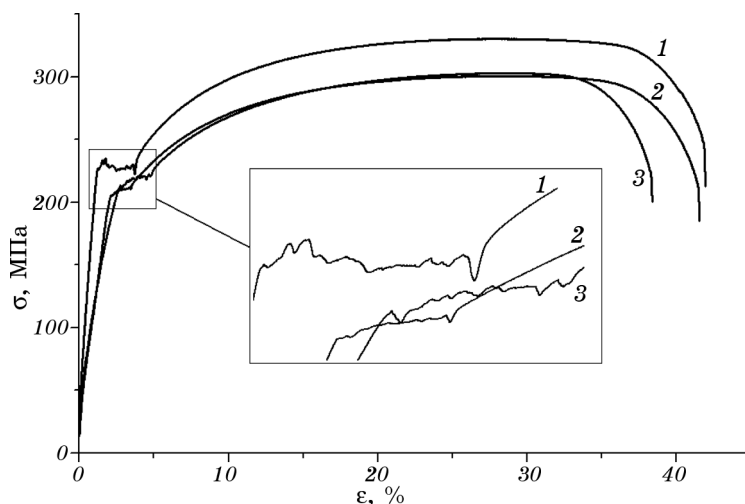


Рис. 1. Кривые пластического течения образцов из стали 08пс: 1 — образцы в состоянии 1 после горячей прокатки; 2 — в состоянии 2 после размотки горячекатаного рулона, и травления для удаления окалины; 3 — в состоянии 3 после электролитического насыщения в трехэлектродной ячейке в течение 24 часов образцов в состоянии 1 после горячей прокатки; на вставке показана площадка текучести для образцов в состояниях 1, 2 и 3.

Ось растяжения образцов была ориентирована поперек направления прокатки (вдоль оси рулона). Образцы растягивались на универсальной испытательной машине «Instron-1185» при комнатной температуре со скоростью $6,7 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Микроструктурный анализ проводился с помощью световой (микроскоп Neophot-21) и атомно-силовой микроскопии (микроскоп Solver PH47-PRO).

Для исследований локализации пластической деформации механические испытания были дополнены методикой двухэкспозиционной спекл-фотографии [13], сочетающей разрешающую способность на уровне оптического микроскопа ($\cong 1 \text{ мкм}$) с полем зрения $\cong 100 \text{ мм}$, что обеспечивало наблюдение всего образца в ходе его деформации. Для реализации такой методики в ИФПМ СО РАН были разработаны и изготовлены измерительные комплексы ALMEC (Automatic Laser Measuring Complex) с фотографической и ALMEC-tv с цифровой регистрацией изображения [18, 19], использованные в настоящей работе. Комплексы позволяют восстанавливать поле векторов смещения $\mathbf{r}(x, y)$, возникающее при деформации плоских образцов, и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии (локальные удлинение, сужение, сдвиг и поворот) для последовательных моментов времени. Наиболее удобной для визуализации и анализа компонентой тензора пластической дисторсии является локальное удлинение в направлении оси растяжения образца x $\epsilon_{xx} = \partial u / \partial x$

($u = r \cos \phi$ — проекция вектора смещения \mathbf{r} на ось растяжения x , ϕ — угол между вектором \mathbf{r} и осью x), поскольку в процессе растяжения всегда $\varepsilon_{xx} \geq 0$ и картина локализации выглядит максимально просто. Получаемые таким образом распределения отражают приросты локальных деформаций при увеличении общей деформации растяжения на $\Delta\varepsilon$, а не их полные значения с начала процесса нагружения. Из зависимостей координат очагов локализации деформации X от времени t , $X(t)$, наложенных на диаграмму пластической деформации $\sigma(\varepsilon)$, получают количественные данные о кинетике локализации пластического течения на всех стадиях процесса. Из зависимостей $X(t)$ определяются длина автоволны λ и временной период T соответствующих автоволновых процессов и вычисляется скорость движения очагов локализованной пластичности $V_{aw} = \lambda/T$. Эти величины служат информативным дополнением к обычным механическим характеристикам материала [13].

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В [20, 21] было показано, что малые изменения структурного состояния могут инициировать изменения в характере локализации пластического течения. На площадке текучести локализация принимает форму движущейся вдоль образца полосы Чернова–Людерса, фронт которой разделяет пластически деформированный и упруго напряженный объемы образца [22]. В терминах автоволновой теории локализованной пластичности эта стадия рассматривается как распространение автоволны переключения [13].

В настоящей работе были предприняты исследования этого эффекта в образцах стали 08пс в состояниях 1, 2 и 3. Прежде всего, это было сделано для стадии площадки текучести при коэффициенте деформационного упрочнения $d\sigma/d\varepsilon = \theta_1 \approx 0$. Эта стадия связана с зарождением и распространением по образцу полос Чернова–Людерса [24]. Использование техники спекл-фотографии позволило установить, что зарождение одиночных фронтов (рис. 2) соответствует «скачкам» напряжений на кривой пластического течения, показанным на вставке на рис. 1. В состояниях 1, 2 и 3 процессы развития локализованной деформации различались, причем удалось зафиксировать все этапы развития пластичности и сравнить кинетику фронтов Чернова–Людерса в этих состояниях (рис. 3).

В состоянии 1 распределения локальных удлинений на площадке текучести представляли собой зону локализованной деформации 1 (полосу Чернова–Людерса), зародившуюся вблизи неподвижного захвата испытательной машины. Фиксируя положение координаты зоны локализации вдоль оси образца x (рис. 2) от времени t , можно получить количественные данные о кинетике локализации пластического течения на площадке текучести, и по наклону графика $X(t)$,

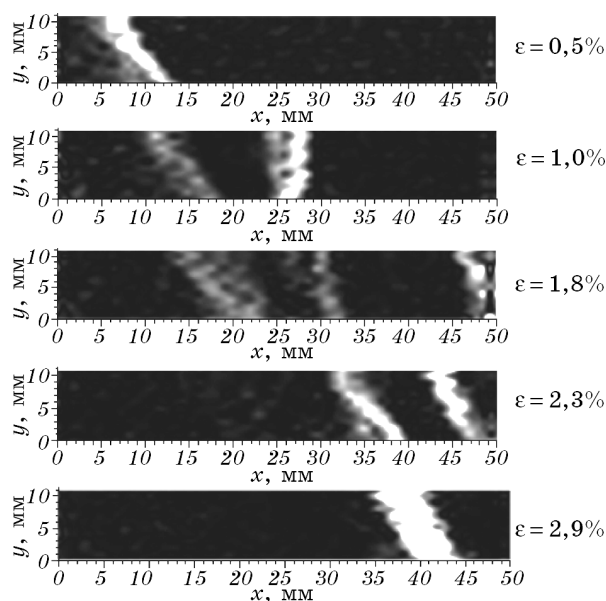


Рис. 2. Картины локализации пластической деформации стали 08пс в состоянии 1 в виде полутонных картин на площадке текучести (неподвижный захват в начале координат).

вычислить скорость перемещения соответствующей зоны локализованного пластического течения $V = dx/dt$, как показано на рис. 3, а. Фронт пластической деформации 1 перемещался от неподвижного захвата со скоростью $8,5 \cdot 10^{-5}$ м/с. Далее в средней части образца зарождалась зона локализованной деформации 2, которая двигалась со скоростью $3,8 \cdot 10^{-5}$ м/с по направлению к подвижному захвату (рис. 3, а). Затем фронт пластической деформации 1 замедлился до $3,5 \cdot 10^{-5}$ м/с. В этот момент вблизи зоны локализованной деформации 2 зародилась новая зона деформации 3, которая начала двигаться с постоянной скоростью $6,8 \cdot 10^{-5}$ м/с навстречу зоне 1. При встрече эти зоны «погасили» друг друга. Далее продолжает двигаться по направлению к подвижному захвату зона деформации 2 (рис. 3, а), но вблизи подвижного захвата зарождается новая зона локализованной деформации 4, которая движется со скоростью $8,5 \cdot 10^{-5}$ м/с по направлению к неподвижному захвату (навстречу зоне 2). После встречи зон 2 и 4 площадка текучести заканчивается, и начинается стадия линейного деформационного упрочнения.

В образцах стали в состоянии 2 вместо горизонтальной площадки текучести наблюдается участок деформационной кривой с коэффициентом деформационного упрочнения $\theta_1 \cong 285$ МПа (рис. 1). На этой стадии после предела текучести распределения локальных деформаций представляли собой полосу Чернова–Людерса 1, заро-

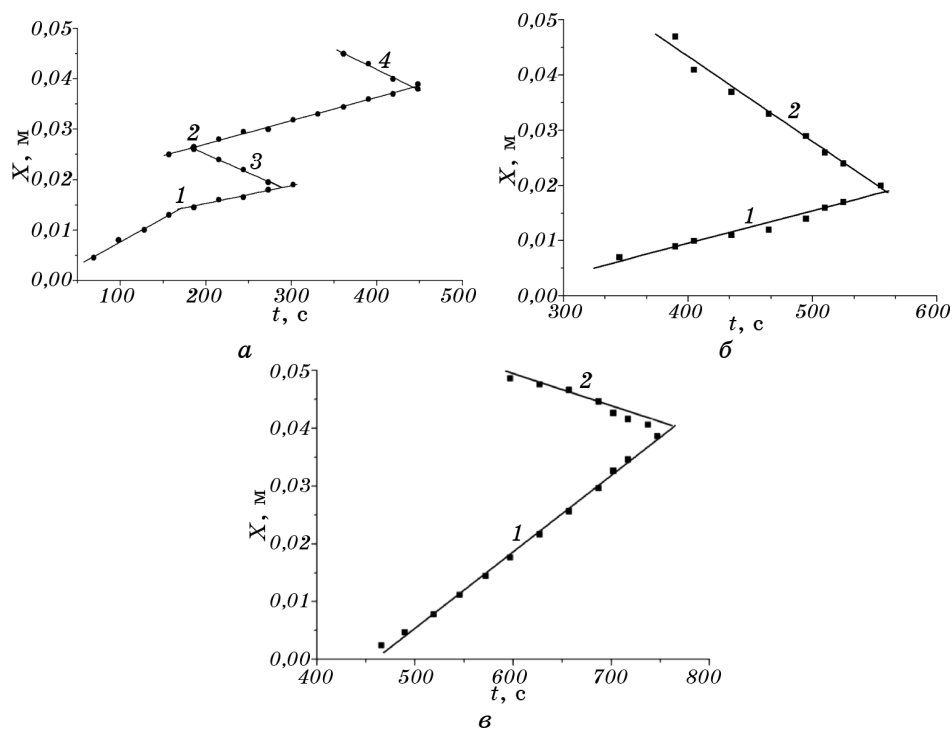


Рис. 3. Кинетика развития фронтов Чернова–Людера стали 08пс в состоянии 1 (а), в состоянии 2 (б) и в состоянии 3 (в) (неподвижный захват в начале координат).

дившуюся вблизи неподвижного захвата испытательной машины. Фронт пластической деформации 1 перемещался от неподвижного захвата со скоростью $1,4 \cdot 10^{-4}$ м/с (рис. 3, б). Далее вблизи подвижного захвата зародилась полоса 2 , которая двигалась со скоростью $5,7 \cdot 10^{-5}$ м/с во встречном направлении. Встреча полос и в этом случае соответствовала окончанию стадии площадки текучести.

В образцах стали в состоянии 3 после электролитического насыщения водородом в течение 24 часов вместо горизонтальной площадки текучести наблюдается участок деформационной кривой с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения $\theta_1 = 450$ МПа (рис. 1). На этой стадии распределения локальных деформаций представляли собой две зоны локализованной деформации (полосы Чернова–Людера), которые перемещались навстречу друг другу со скоростями $1,3 \cdot 10^{-4}$ м/с и $5,5 \cdot 10^{-5}$ м/с (рис. 3, в). «Встреча» описываемых очагов деформации также соответствовала окончанию стадии площадки текучести.

Данные о кинетике движения фронтов Чернова–Людера в стали 08пс в состояниях 1, 2 и 3 обобщены на рис. 3, из которого следует,

что характеры развития картин локализации пластического течения и их динамика в этих двух состояниях существенно различаются. Главное различие состоит в том, что число развивающихся фронтов Чернова–Людерса в состоянии 2 и 3 меньше, чем в состоянии 1.

На стадии линейного деформационного упрочнения в образце возникает совокупность эквидистантно расположенных и движущихся с одинаковой скоростью очагов локализованной пластичности. Эта ситуация отвечает бегущей автоволне локализованной пластичности [13], которая характеризуется не только скоростью распространения V_{aw} , но и пространственным периодом — длиной автоволны λ . Эти данные можно получить из рис. 4, причем рис. 4, а, б, в демонстрируют распределения локальных удлинений (компонента ε_{xx}) по осям образцов, а на рис. 4, г, д, е представлены данные о кинетике движения очагов локализованной пластичности в стали в состояниях 1, 2 и 3. По данным рис. 4, а, б, в, определяя положение максимумов распределений локальных удлинений ε_{xx} (■) вдоль оси образца X от времени t , можно получить характеристики движения очагов локализации пластического течения на стадии линейного упрочнения (рис. 4, г, д, е). В состоянии 1 $\lambda = 8$ мм, а $V_{aw} \cong 5,3 \cdot 10^{-5}$ м/с; в состоянии 2 $\lambda = 6$ мм, а $V_{aw} \cong 5,8 \cdot 10^{-5}$ м/с; в состоянии 3 $\lambda = 6$ мм, а скорость их распространения $V_{aw} \cong 7,3 \cdot 10^{-5}$ м/с. В отличие от состояния 1 (рис. 4, а), структура очагов локализации в состоянии 2 и 3 оказывается сложной, при этом выявляются высокоамплитудные максимумы локальных деформаций, разделенные совокупностью низкоамплитудных максимумов (рис. 4, б, в).

Параболическое деформационное упрочнение в исследованных образцах завершало процесс деформации во всех трех исследованных состояниях, но при разных значениях общей деформации. На стадии параболического деформационного упрочнения сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации становится стационарной, т.е. скорость движения $V_{aw} \approx 0$. Пространственный период волн локализации деформации составляет $8,0 \pm 1,0$ мм для состояния 1 (рис. 5, а) и $6,0 \pm 1,0$ мм для состояния 2 и 3 (рис. 5, б, в).

На стадии предразрушения система стационарных очагов локализованной деформации, характерная для предыдущей стадии, сменяется одним, постепенно растущим стационарным максимумом, характеризующимся большой амплитудой компоненты локального удлинения ε_{xx} тензора пластической дисторсии. Этот максимум указывает на место будущего вязкого разрушения образцов стали в состояниях 1, 2 и 3. С момента его появления практически вся деформация локализуется в этой узкой зоне образца (рис. 6).

4. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Таким образом, исследования показали, что технологическая опе-

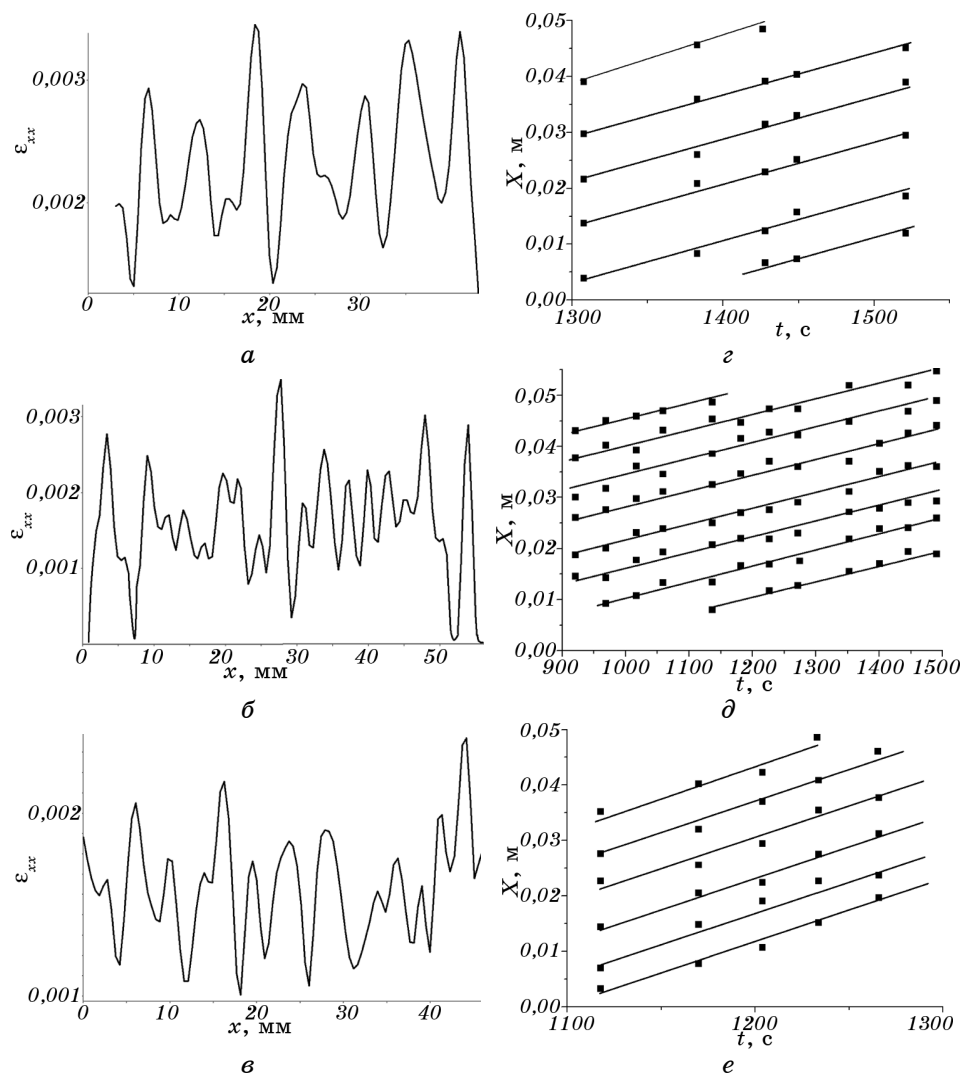


Рис. 4. Распределение компоненты ϵ_{xx} на регистрируемой поверхности образцов стали 08пс в состоянии 1 (а), в состоянии 2 (б) и в состоянии 3 (в); кинетика развития очагов локализованной деформации ϵ_{xx} в состоянии 1 (з), в состоянии 2 (д) и в состоянии 3 (е) на стадии линейного деформационного упрочнения.

рация разворачивания рулона и травления, а также электролитическое насыщение металла водородом вызывают изменения механических свойств и характера локализации деформации, которые сводятся к тому, что

– на границах ферритных зерен возникают ступени, связанные, видимо, с развитием сдвигов в приграничных объемах,

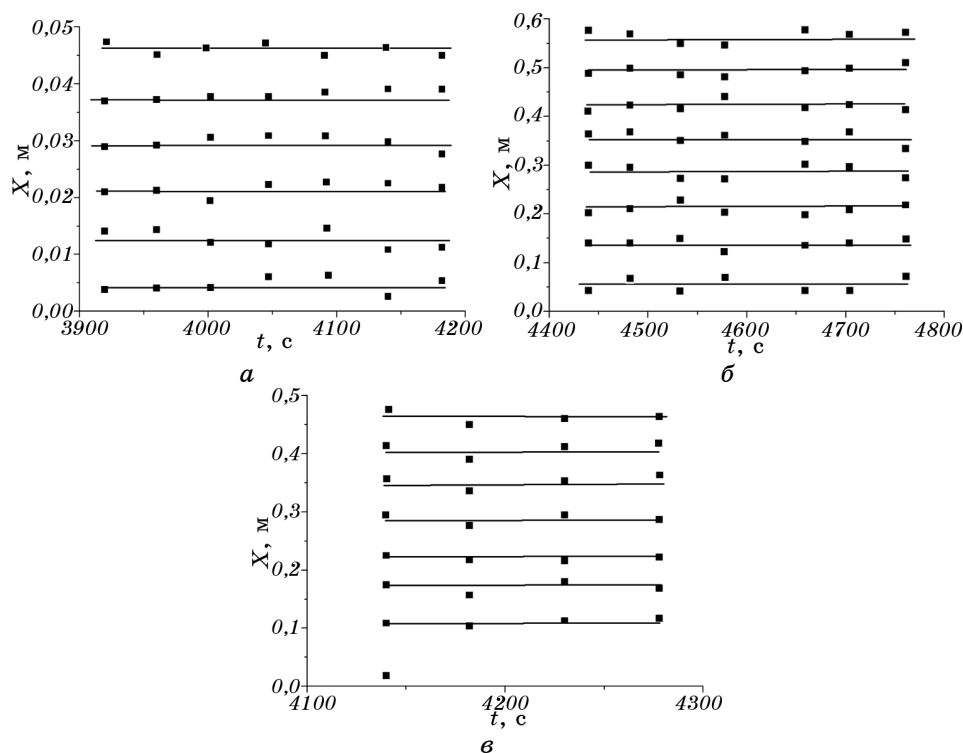


Рис. 5. Кинетика развития очагов локализованной деформации ε_{xx} в состоянии 1 (а), в состоянии 2 (б) и в состоянии 3 (в) на стадии параболического деформационного упрочнения.

- на диаграммах пластического течения размывается площадка текучести и исчезает «зуб текучести»,
- на поверхности стали появляются полосчатые дефекты,
- изменяются характеристики локализованной пластичности стали.

Рассмотрим далее природу этих изменений. Очевидно, что при размотке рулона горячекатаной стали в некоторых зонах стального листа возможна малая пластическая деформация, которая становится видимой на поверхности размотанного рулона в форме поперечных полос — «изломов» [23]. Эта деформация оказывается связанной с границами раздела «феррит–третичный цементит», служащими в этом случае источниками дислокаций [24].

Такая деформация и вызванная ею генерация свободных дислокаций подавляет возможность появления «зуба текучести» на диаграммах деформации стали 08пс в состоянии 2. Эта точка зрения совпадает с обычными представлениями о природе «зуба», развитыми, например, в [25].

Анализ картин локализации пластической деформации, полученных с использованием метода спекл-фотографии, указал на уси-

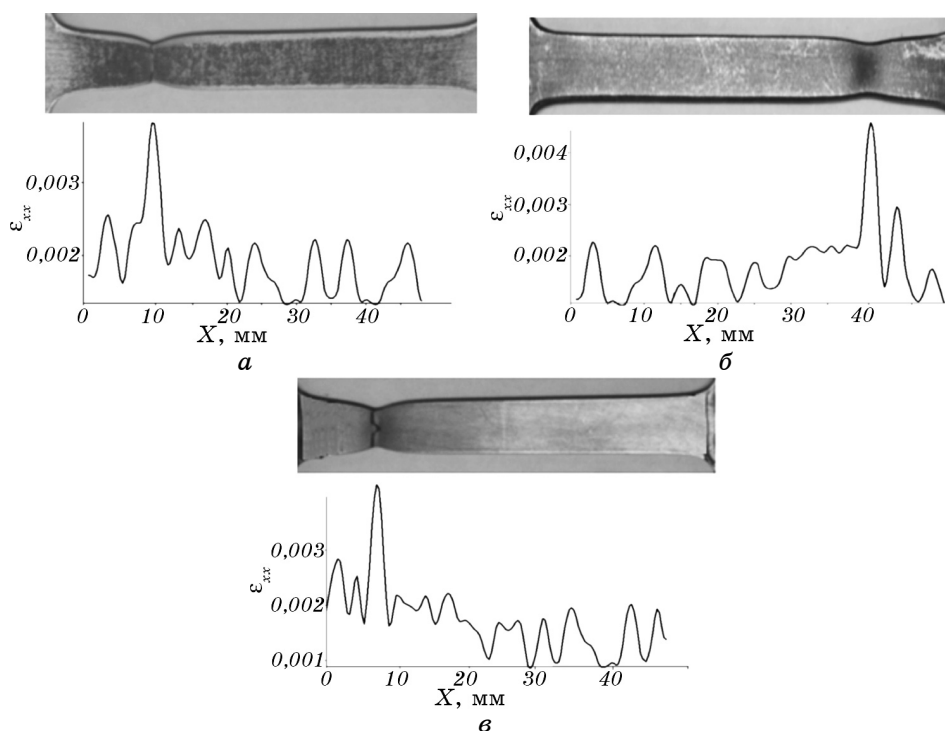


Рис. 6. Изображение поверхности образца стали 08пс и распределение компоненты ε_{xx} : в состоянии 1 (а), в состоянии 2 (б), в состоянии 3 (в) на стадии предразрушения.

ление локализации пластической деформации в состоянии 2 после размотки и травления горячекатаного рулона и в состоянии 3 после электролитического насыщения водородом по сравнению с состоянием 1 после горячей прокатки. Это проявилось в изменении структуры очага локализации деформации на площадке текучести, изменении пространственного периода распределений локальных деформаций на стадии линейного деформационного упрочнения и появлении высокоамплитудных очагов локализованного пластического течения, которые уже на следующей стадии параболического деформационного упрочнения могут инициировать появление шейки и зарождение разрушающей трещины [26].

В принципе, это объясняет наблюдаемое снижение механических свойств стали 08пс после размотки и травления рулона, и лабораторного электролитического насыщения водородом горячекатаной стали, как это показано на рис. 1.

Последние представления укладываются в рамки развитой в [13] модели локализации пластического течения. В частности, в ряде наших исследований было показано, что скорость движения дефор-

мационных очагов V_{aw} на стадии линейного деформационного упрочнения обратно пропорциональна коэффициенту деформационного упрочнения: $V_{aw}(\theta) = V_0 + \Xi/\theta$ [13, 28–30]. Установленные в настоящей работе скорости очагов пластического течения для исследуемых состояний 1, 2 и 3 стали 08пс также подчиняются зависимости $V_{aw} \propto \theta^{-1}$ с коэффициентом корреляции $\cong 0,93$. Полученный результат подтверждает однотипность волновых процессов, характерных для линейных стадий упрочнения для всех исследованных до настоящего времени моно- и поликристаллов ГЦК, ОЦК и ГПУ чистых металлов и сплавов [13]. С другой стороны с пластической деформацией также связаны хорошо изученные и описанные (см., в частности, [31]) волны пластичности, скорость распространения которых $V_{pw} \approx (\theta/\rho)^{1/2} \propto \theta^{1/2}$ (ρ — плотность материала). Установленные различия в формах зависимостей $V_w(\theta)$ скоростей распространения принципиальны и позволяют отличать один тип волнового процесса от другого.

Подобие картин локализации деформации и кривых пластического течения в состоянии 2 после размотки горячекатаного рулона и кислотного травления для удаления окалины, и в состоянии 3 после электролитического насыщения водородом по сравнению с исходным состоянием 1 после горячей прокатки позволяет с определенной долей вероятности утверждать, что уменьшение предела текучести и пространственного периода распределений локальных деформаций на стадии линейного и параболического деформационного упрочнения может быть связано с влиянием водорода на процесс пластического течения стали 08пс. При травлении горячекатаных полос кислоты, кроме реакции с окалиной, воздействует и на сталь с выделением атомарного водорода, который, с одной стороны, способствует механическому отрыву нерастворенной окалины от поверхности, а с другой, диффундируя в металл, приводит к изменению механических свойств материала и локализации пластической деформации.

Наиболее важная качественная закономерность пластического течения состоит в том, что при деформации первоначально однородной среды элементарные акты пластичности (сдвиги) в ней распределяются не случайным, но строго коррелированным в пространстве и во времени образом. В результате этого при пластическом течении среда самопроизвольно расслаивается на деформирующиеся в данный момент времени (активные) и недеформирующиеся (пассивные) слои. Эти слои чередуются в пространстве и способны двигаться (рис. 2–6).

Наблюдения локализации пластической деформации на всех этапах процесса пластического течения и введение представлений об автоволновом характере локализованного пластического течения [13] принципиально важны для дальнейшего развития физической теории пластичности и показывают, что пластическая деформация всегда локализована, а однородной пластической деформации вообще не существует. Это, в свою очередь, означает, что при использовании ре-

зультатов локального анализа деформационной структуры (например, при электронно-микроскопических исследованиях пластического течения, которые служат экспериментальной основой многих соответствующих теорий), недостаточно сопоставлять их только с общей деформацией образца: необходим учет координат места вырезки тонких фольг для просвечивания в колонне микроскопа.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Показано, что в состояниях после горячей прокатки, после размотки на изгибно-растяжной машине с последующим химическим удалением окалина, и после электролитического насыщения водородом на всем протяжении процесса нагружения в образцах стали 08пс формируются и эволюционируют очаги макролокализованной пластической деформации. Характер эволюции картин распределения локальных деформаций в процессе нагружения определяется сменой стадий деформационного упрочнения. Водород усиливает локализацию пластического течения и изменяет количественные параметры автоволнового процесса: длину и скорость.

2. Установлен автоволновой характер локализации деформации при растяжении образцов листовой стали 08пс. Скорости очагов локализации деформации на линейных стадиях удовлетворяют универсальной обратно пропорциональной зависимости скоростей движения автоволн локализованной деформации от коэффициента деформационного упрочнения, которая была получена ранее для металлических ГЦК-, ОЦК- и ГПУ-моно- и поликристаллов.

3. Проверена и обоснована возможность использования метода спекл-фотографии для анализа неоднородной деформации горячекатаной низкоуглеродистой стали.

Работа выполнена в рамках проекта III.23.1.2 Программы фундаментальных исследований СО РАН и Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 25 «Фундаментальные проблемы механики и смежных наук в изучении многомасштабных процессов в природе и технике».

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. J. P. Hirth, *Met. Trans. A*, **11**: 861 (1980).
2. Г. Алефельд, И. Фёлькль, *Водород в металлах* (Москва: Мир: 1981).
3. Y. Yagodzinsky, T. Saukkonen, S. Kilpeläinen, F. Tuomisto, and H. Hänninen, *Scr. Mater.*, **62**, No. 3: 155 (2010).
4. В. Н. Агеев, И. Н. Бекман, О. П. Бурмистрова и др., *Взаимодействие водорода с металлами* (Москва: Наука: 1987).
5. R. A. Oriani, *Corros.*, **43**: 390 (1987).
6. H. K. Birnbaum and P. Sofronis, *Mater. Sci. Eng. A*, **176**: 191 (1994).

7. R. M. Hudson and G. L. Stragand, *Corros.*, **16**: 253 (1960).
8. С. М. Белоглазов, *Наводороживание металла при электрохимических процессах* (Ленинград: Изд-во Ленинградского университета: 1974).
9. J. K. Tien, A. W. Thompson, I. M. Bernstein, and R. J. Richards, *Metall. Trans. A*, **7**: 821 (1976).
10. I. M. Robertson, *Eng. Frac. Mech.*, **68**: 671 (2001).
11. V. G. Gavriljuk, B. D. Shanina, V. N. Shyvanyk, and S. M. Teus, *J. Appl. Phys.*, **108**: 083723-1 (2010).
12. V. G. Gavriljuk, B. D. Shanina, V. N. Shyvanyk, and S. M. Teus, *Corros. Rev.*, **31**: 33 (2013).
13. Л. Б. Зуев, В. И. Данилов, С. А. Баранникова, *Физика макролокализации пластического течения* (Новосибирск: Наука: 2008).
14. И. В. Франценюк, Л. И. Франценюк, *Современные технологии производства металлопроката на Новолипецком металлургическом комбинате* (Москва: Академкнига: 2003).
15. В. И. Аксенов, С. М. Колтышев, В. А. Никулин, В. Л. Подберезный, Н. С. Локотанов, *Травильно-регенерационные комплексы* (Москва: Теплотехника: 2006).
16. Y. Yagodzinsky, O. Todoshchenko, S. Papula, and H. Hänninen, *Steel Res. Int.*, **82**, No. 1: 20 (2011).
17. *Металлография железа. Атлас сталей* (Ред. Ф. Н. Тавадзе) (Москва: Металлургия: 1972).
18. *Digital Speckle Pattern Interferometry and Related Techniques* (Ed. P. K. Rastogi) (New York: John Wiley & Sons: 2001).
19. L. B. Zuev, V. V. Gorbatenko, and K. V. Pavlichev, *Measur. Sci. Technol.*, **21**, No. 5: 054014 (2010).
20. L. B. Zuev, V. I. Danilov, and S. A. Barannikova, *Int. J. Plast.*, **17**, No. 1: 47 (2001).
21. Л. Б. Зуев, Н. В. Зариковская, С. А. Баранникова, Г. В. Шляхова, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 1: 11 (2013).
22. J. Pelleg, *Mechanical Properties of Materials* (Dordrecht: Springer: 2013).
23. В. Л. Мазур, А. И. Добронравов, П. П. Чернов, *Предупреждение дефектов листового проката* (Киев: Техника: 1986).
24. Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова, *Структура перлита и конструктивная прочность стали* (Новосибирск: Наука: 1993).
25. Дж. Д. Гилман, *Микропластичность* (Москва: Металлургия: 1972), с. 18.
26. Л. Р. Ботвина, *Разрушение. Кинетика, механизмы, общие закономерности* (Москва: Наука: 2008).
27. L. B. Zuev, V. I. Danilov, S. A. Barannikova, and I. Y. Zykov, *Appl. Phys. A*, **71**: 91 (2000).
28. L. B. Zuev, V. I. Danilov, S. A. Barannikova, and V. V. Gorbatenko, *Phys. Wave Phenom.*, **17**: 1 (2009).
29. L. B. Zuev and S. A. Barannikova, *Natur. Sci.*, **2**: 476 (2010).
30. S. A. Barannikova, A. G. Lunev, M. V. Nadezhkin, and L. B. Zuev, *Adv. Mat. Res.*, **880**: 42 (2014).
31. Г. Кольский, *Волны напряжений в твердых телах* (Москва: ИИЛ: 1955).

REFERENCES

1. J. P. Hirth, *Met. Trans. A*, **11**: 861 (1980).

2. G. Alefeld and J. Völkl, *Vodorod v Metallakh* (Moscow: Mir: 1981) (in Russian).
3. Y. Yagodzinsky, T. Saukkonen, S. Kilpeläinen, F. Tuomisto, and H. Hänninen, *Scr. Mater.*, **62**, No. 3: 155 (2010).
4. V. N. Ageev, I. N. Bekman, O. P. Burmistrova et al., *Vzaimodeystvie Vodoroda s Metallami* (Moscow: Nauka: 1987) (in Russian).
5. R. A. Oriani, *Corros.*, **43**: 390 (1987).
6. H. K. Birnbaum and P. Sofronis, *Mater. Sci. Eng. A*, **176**: 191 (1994).
7. R. M. Hudson and G. L. Stragand, *Corros.*, **16**: 253 (1960).
8. S. M. Beloglazov, *Navodorozhivanie Metalla pri Elektrokhimicheskikh Protsessakh* (Leningrad: Izdatelstvo Leningradskogo Universiteta: 1974) (in Russian).
9. J. K. Tien, A. W. Thompson, I. M. Bernstein, and R. J. Richards, *Metall. Trans. A*, **7**: 821 (1976).
10. I. M. Robertson, *Eng. Frac. Mech.*, **68**: 671 (2001).
11. V. G. Gavriljuk, B. D. Shanina, V. N. Shyvanyk, and S. M. Teus, *J. Appl. Phys.*, **108**: 083723-1 (2010).
12. V. G. Gavriljuk, B. D. Shanina, V. N. Shyvanyk, and S. M. Teus, *Corros. Rev.*, **31**: 33 (2013).
13. L. B. Zuev, V. I. Danilov, and S. A. Barannikova, *Fizika Makrolokalizatsii Plasticheskogo Techeniya* (Novosibirsk: Nauka: 2008) (in Russian).
14. I. V. Frantsenyuk and L. I. Frantsenyuk, *Sovremennye Tekhnologii Proizvodstva Metalloprokata na Novolipetskom Metallurgicheskome Kombinate* (Moscow: Akademkniga: 2003) (in Russian).
15. V. I. Aksenov, S. M. Koltyshev, V. A. Nikulin, V. L. Podbereznyy, and N. S. Lokotanov, *Travil'no-Regeneratsionnye Kompleksy* (Moscow: Teplotekhnika: 2006) (in Russian).
16. Y. Yagodzinsky, O. Todoshchenko, S. Papula, and H. Hänninen, *Steel Res. Int.*, **82**, No. 1: 20 (2011).
17. *Metallografiya Zheleza. Atlas Staley* (Ed. F. N. Tavadze) (Moscow: Metallurgiya: 1972) (in Russian).
18. *Digital Speckle Pattern Interferometry and Related Techniques* (Ed. P. K. Rastogi) (New York: John Wiley & Sons: 2001).
19. L. B. Zuev, V. V. Gorbatenko, and K. V. Pavlichev, *Measur. Sci. Technol.*, **21**, No. 5: 054014 (2010).
20. L. B. Zuev, V. I. Danilov, and S. A. Barannikova, *Int. J. Plast.*, **17**, No. 1: 47 (2001).
21. L. B. Zuev, N. V. Zarikovskaya, S. A. Barannikova, and G. V. Shlyakhova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 1: 11 (2013) (in Russian).
22. J. Pelleg, *Mechanical Properties of Materials* (Dordrecht: Springer: 2013).
23. V. L. Mazur, A. I. Dobronravov, and P. P. Chernov, *Preduprezhdenie Defektov Listovogo Prokata* (Kyiv: Tekhnika: 1986) (in Russian).
24. L. I. Tushinskiy, A. A. Bataev, and L. B. Tikhomirova, *Struktura Perlita i Konstruktivnaya Prochnost' Stali* (Novosibirsk: Nauka: 1993) (in Russian).
25. J. D. Gilman, *Mikroplastichnost'* (Moscow: Metallurgiya: 1972), p. 18 (in Russian).
26. L. R. Botvina, *Razrushenie. Kinetika, Mekhanizmy, Obshchie Zakonomernosti* (Moscow: Nauka: 2008) (in Russian).
27. L. B. Zuev, V. I. Danilov, S. A. Barannikova, and I. Y. Zykov, *Appl. Phys. A*, **71**: 91 (2000).

28. L. B. Zuev, V. I. Danilov, S. A. Barannikova, and V. V. Gorbatenko, *Phys. Wave Phenom.*, **17**: 1 (2009).
29. L. B. Zuev and S. A. Barannikova, *Natur. Sci.*, **2**: 476 (2010).
30. S. A. Barannikova, A. G. Lunev, M. V. Nadezhkin, and L. B. Zuev, *Adv. Mat. Res.*, **880**: 42 (2014).
31. G. Kol'skiy, *Volny Napryazheniy v Tverdykh Telakh* (Moscow: Izdatel'stvo Inostrannoy Literatury: 1955) (in Russian).