

05

Закономерности локализации пластического течения при электролитическом насыщении водородом ОЦК-сплава железа

© С.А. Баранникова, М.В. Надежкин, А.Г. Лунев, В.В. Горбатенко,
Л.Б. Зуев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
Томский государственный университет
Томский государственный архитектурно-строительный университет
Томский политехнический университет
E-mail: bsa@ispms.tsc.ru

Поступило в Редакцию 24 июля 2013 г.

Исследовано влияние внедренных атомов водорода на механические свойства и характеристики локализации пластического течения при растяжении поликристаллов сплава Fe—0.07 wt.% C. С помощью метода двухэкспозиционной спекл-фотографии определены основные типы и параметры локализации пластического течения на разных стадиях деформационного упрочнения в результате электролитического насыщения в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом катодном потенциале.

Водород существенно меняет механические свойства железа [1,2], охрупчивая или, напротив, пластифицируя его [3]. Равновесное содержание водорода в α -Fe мало [1,4], но может быть увеличено при электролитическом насыщении [5]. Трудности объяснения водородных эффектов объясняются сочетанием его высокой диффузионной подвижности с возможностью его транспортировки движущимися дислокациями на большие расстояния, значительно превышающие длину путей решеточной диффузии [6]. Так, например, оценим время, необходимое для смещения атомов водорода на границу зерна за счет обычной диффузии и дислокационного транспорта. В первом случае $\tau_{diff} \approx d_g^2/2D_L \approx 0.5$ s, а во втором $\tau_{disl} \approx d_g/V_{dc} \approx \frac{30bd_gk_BT}{D_LU_0} \approx 0.6 \cdot 10^{-5}$ s. Здесь размер зерна $d_g \approx 10^{-5}$ m, и в соответствии с [6] D_L/k_BT — диффузионная подвиж-

ность, $D_L \approx 10^{-6} \text{ см}^2/\text{с}$ — решеточный коэффициент диффузии водорода в $\alpha\text{-Fe}$, $U_0 \approx 0.3 \text{ eV}$ — энергия связи атомов водорода с дислокациями, $U_0/L \approx |dU_0/dx|$ — модуль эффективной силы, действующей на атом водорода со стороны дислокации, $L \approx 30b$ — эффективная длина взаимодействия, V_{dc} — критическая скорость движения дислокаций, при которой еще сохраняется связь „дислокация—атом водорода“, b — вектор Бюргерса дислокаций в $\alpha\text{-Fe}$, а $k_B T$ имеет обычный смысл. Оценки показывают, что $\tau_{diff}/\tau_{disl} \approx 10^5$, что подчеркивает решающую роль дислокационных эффектов в описании поведения водорода в металлах и его влияния на деформацию и разрушение.

Для объяснения водородных эффектов развито много микроскопических моделей (см., например, [7–9]), базирующихся на теории дислокаций. Однако такие подходы представляются недостаточными, поскольку не учитывают того обстоятельства, что пластическая деформация твердых тел развивается локализованно на всем протяжении процесса течения [10]. Особенно эффектно этот процесс проявляется на макромасштабном уровне, когда формирующиеся локализованные 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.) [10]. В связи с этим, в данном исследовании предпринята попытка выяснить влияние наводороживания на макроскопическую локализацию пластического течения $\alpha\text{-Fe}$.

Механические испытания на растяжение были выполнены на плоских образцах сплава $\text{Fe}-0.07 \text{ wt.\%C}$ с размерами рабочей части $50 \times 10 \times 2 \text{ mm}$. Средний размер зерна в поперечном сечении образца составил $\sim 14 \pm 6 \mu\text{m}$, а в продольном $\sim 12 \pm 5 \mu\text{m}$. Образцы растягивались на испытательной машине „Instron-1185“ при 300 K со скоростью $1.7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Для исследований картин макролокализации пластического течения использовалась техника двухэкспозиционной спекл-фотографии [10,11]. Образцы наводороживались при температуре 323 K в течение 24 h аналогично [5] в 3-электродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом катодном потенциале -600 mV относительно хлорсеребряного электрода сравнения в 1N растворе серной кислоты с добавлением 20 mg/l тиомочевины. Вольт-амперные кривые фиксировались с помощью потенциостата IPC-Compact. До

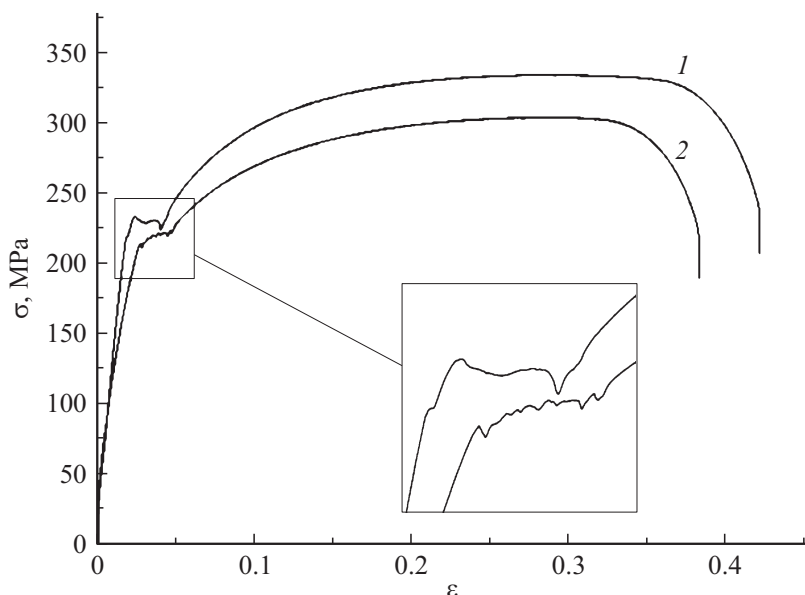


Рис. 1. Кривые нагружения сплавов Fe–0.07 wt.%C при 300 К: 1 – образцы в исходном состоянии без водорода, 2 — наводороженные образцы в 3-электродной ячейке при постоянном потенциале в течение 24 h; на вставке выделена площадка текучести для исходного и наводороженного образцов.

механических испытаний наводороженные образцы хранились в жидком азоте.

Результаты механических испытаний на растяжение образцов сплава Fe–0.07%С показали, что после электролитического насыщения водородом в течение 24 h характеристики прочности и пластичности снижаются по сравнению с исходным состоянием на ~ 10% (рис. 1). На деформационных кривых образцов выделялись площадки текучести и стадии линейного и параболического деформационного упрочнения.

В образцах в исходном состоянии площадка текучести вместе с зубом текучести имела протяженность ~ 4% и была связана с зарождением и распространением по образцу полосы Людерса [12] (рис. 2, а), представляющей в этом случае автоволну переключения. Анализ распределений локальных деформаций показал, что пластиче-

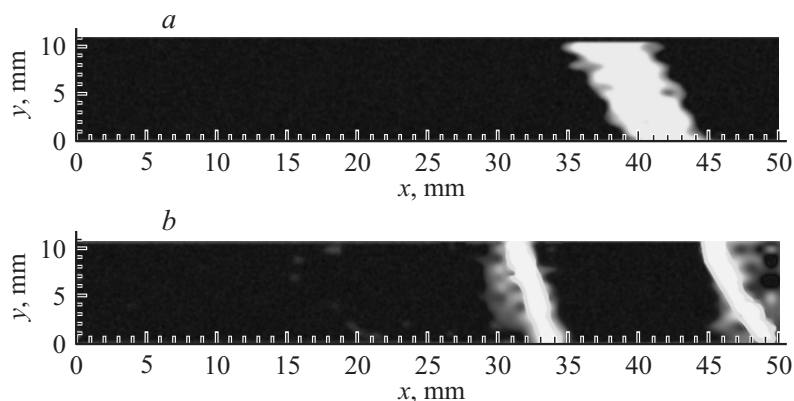


Рис. 2. Картины локализации пластической деформации образцов сплава Fe–0.07 wt.%C на площадке текучести в виде полутонковых картин, полученных методом спекл-фотографии: *a* — в исходном состоянии без водорода, $\varepsilon = 2.4\%$; *b* — наводороженных в трехэлектродной ячейке при постоянном потенциале в течение 24 h, $\varepsilon = 2.0\%$.

ская деформация с самого начала нагружения распределена по образцу неоднородно, т.е. локализована в зонах макроскопического масштаба, в то время как другие объемы при этом же приросте деформации практически не деформируются. На протяжении площадки текучести фронт пластической деформации перемещался от неподвижного захвата с постоянной скоростью $1.5 \cdot 10^{-4}$ м/с.

В исходном состоянии на стадии линейно деформационного упрочнения протяженностью от 6 до 8% с коэффициентом деформационного упрочнения $\theta = 1.2 \cdot 10^{-2} G$ ($G = 74$ ГПа — модуль сдвига) формируется фазовая автоволна [10], пространственный период которой составил 8.0 ± 1.0 мм (рис. 3, *a*), а скорость распространения $\sim 5.3 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения после 10% картина локализации пластического течения стационарна (стационарная диссипативная структура [10]), характерное расстояние между очагами — 7.5 ± 1 мм.

Влияние водорода на деформационное поведение становится заметным уже в начальный момент пластической деформации, хотя порядок чередования автоволновых процессов сохраняется. После элек-

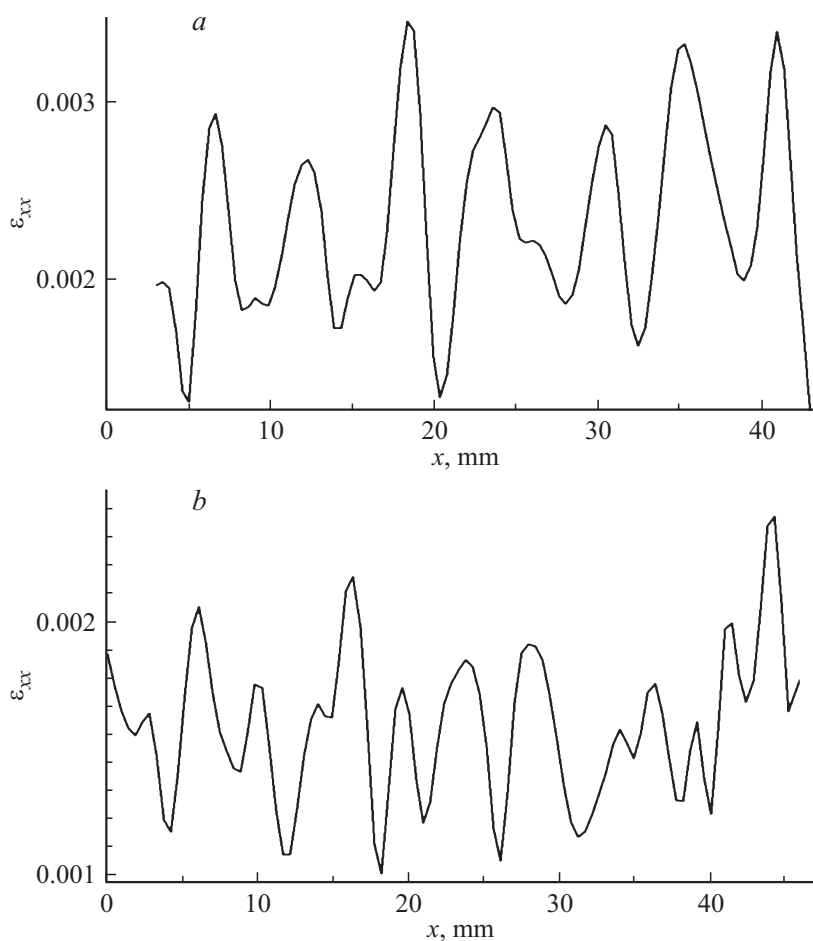


Рис. 3. Картины локализации пластической деформации образцов сплава Fe-0.07 wt. %C на стадии линейного деформационного упрочнения в виде распределений локальных удлинений: *a* — в исходном состоянии без водорода, $\epsilon = 6.5\%$; *b* — наводороженных в 3-электродной ячейке при постоянном потенциале в течение 24 h, $\epsilon = 7.5\%$.

тролитического насыщения водородом в течение 24 h вместо площадки текучести наблюдается „пилообразный“ участок деформационной кривой протяженностью до 4.8% с вдвое меньшим коэффициентом деформационного упрочнения $\theta = 5.7 \cdot 10^{-3} \text{ G}$. На этой стадии распределение локальных деформаций имело форму двух зон локализованной деформации (полосы Людерса), которые перемещались навстречу друг другу со скоростями $1.3 \cdot 10^{-4} \text{ m/s}$ и $-5.5 \cdot 10^{-5} \text{ m/s}$ (рис. 2, *b*). „Встреча“ очагов деформации соответствовала окончанию стадии площадки текучести.

На стадии линейного деформационного упрочнения протяженностью от 6.5 до 8.5% с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения ($\Theta = 630 \text{ MPa}$) распределение локальных деформаций представляет собой совокупность эквидистантно расположенных с интервалом $6.0 \pm 1 \text{ mm}$ зон локализации деформации (рис. 3, *b*). На протяжении стадии линейного деформационного упрочнения эти зоны перемещались с постоянной скоростью $\sim 7.3 \cdot 10^{-5} \text{ m/s}$. На стадии параболического деформационного упрочнения картина локализации пластической деформации принимала вид стационарной системы очагов пластического течения с пространственным периодом автоволн локализации пластической деформации $5.5 \pm 1.0 \text{ mm}$. На стадии предразрушения расстояние между очагами локализации деформации постепенно уменьшалось, и процесс завершался образованием шейки вблизи подвижного захвата. Таким образом, в данной работе установлено влияние водорода на картины макролокализации пластического течения в образцах $\alpha\text{-Fe}$, которое выражается в снижении длины автоволны на стадии линейного деформационного упрочнения с 8.0 ± 1 в исходном до $6.0 \pm 1 \text{ mm}$ в электролитически насыщенном водородом сплаве.

Сравним полученные данные с данными о влиянии насыщения водородом $\gamma\text{-Fe}$. Как было показано ранее [13], насыщение водородом [111] монокристаллов хромоникелевого $\gamma\text{-Fe}$ привело к уменьшению предела текучести, увеличению пластичности до разрушения в 1.3 раза и подавлению образования шейки в кристаллах, ориентированных для множественного скольжения. Анализ картин локализации пластической деформации показал, что наводороживание монокристаллических образцов легированного $\gamma\text{-Fe}$ привело к изменению протяженности стадий пластического течения и усилению локализации пластической

деформации. Это проявилось в изменении структуры очага локализации деформации и росте пространственного периода распределений локальных деформаций на стадии линейного деформационного упрочнения от 4 ± 1 мм в исходном состоянии без водорода до 6.5 ± 1 мм в результате электролитического насыщения водородом в течение 70 ч.

Сравнение данных для α -Fe и γ -Fe показало, что в исходном и наводороженном состояниях на всем протяжении процесса пластического течения в этих материалах закономерно формируются и эволюционируют очаги локализованной пластичности. Характер эволюции картин распределения локальных деформаций в процессе нагружения определяется только сменой стадий деформационного упрочнения моно- и поликристаллов и зависит от типа их кристаллической решетки. Водород усиливает локализацию и меняет количественные параметры картин локализации пластической деформации: длину и скорость автоволн локализации пластической деформации.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта Программы фундаментальных исследований президиума РАН № 25 „Фундаментальные проблемы механики и смежных наук в изучении многомасштабных процессов в природе и технике“.

Список литературы

- [1] Максимов Е.Г., Панкратов О.А. // УФН. 1975. Т. 116. № 3. С. 385–412. [Maksimov E.G., Pankratov O.A. // Soviet Physics-USpekhi. 1975. V. 18. P. 481–495.]
- [2] Нечаев Ю.С. // УФН. 2008. Т. 178. № 7. С. 710–726. [Nechaev Yu.S. // Physics-USpekhi. 2008. V. 51. P. 681–697.]
- [3] Спивак Л.В. // УФН. 2008. Т. 178. № 9. С. 898–922. [Spivak L.V. // Physics-USpekhi. 2008. V. 51. P. 863–885.]
- [4] Бабенкова Л.В., Попова Н.М., Благовещенская И.Н. // Усп. химии. 1985. Т. 65. № 2. С. 177–194. [Babenkova L.V., Popova N.M., Blagoveshchenskaya I.N. // Uspekhi Khimii. 1985. V. 54. N 2. P. 105–116.]
- [5] Yagodzinsky Y., Saukkonen T., Kilpelainen S., Tuomisto F., Hanninen H. // Scripta Mater. 2010. V. 62. N 3. P. 155–158.
- [6] Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. М.: Металлургиздат, 1958. 267 с. [Cottrell A.H. Dislocations and plastic flow in crystals. Oxford: At the Clarendon Press, 1953. 223 p.]

- [7] *Алефельд Г., Фелькль И.* Водород в металлах. Т. 1. Основные свойства. М.: Мир, 1981. 476 с. Т. 2. Прикладные аспекты. М.: Мир, 1981. 430 с. [*Alefeld G., Völkl J.* Hydrogen in Metals. V. 1. Basic properties. Berlin: Springer-Verlag, 1978. 426 p. V. 2. Application-oriented properties: Berlin: Springer-Verlag, 1978. 387 p.]
- [8] *Toribio J., Oyjero E.* // *Mat. Sci. Engng.* 2001. V. A319–321. P. 540–543.
- [9] *Chandler V.Q., Horstemeyer M.F., Baskes M.I., Gullet P.M., Wagner G.J., Jelinek B.* // *Acta Mater.* 2008. V. 56. N 1. P. 95–104.
- [10] *Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А.* Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
- [11] *Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V.* // *Measur. Sci. Technol.* 2010. Vol. 21. N 5. P. 054 014: 1–5.
- [12] *Pelleg J.* Mechanical Properties of Materials. Dordrecht: Springer, 2013. 634 p.
- [13] *Баранникова С.А., Надежкин М.В., Мельничук В.А., Зуев Л.Б.* // Письма в ЖТФ. 2011. Т. 37. № 17. С. 9–17. [*Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Mel'nichuk V.A., Zuev L.B.* // *Technical Physics Letters.* 2011. V. 37. N 9. P. 793–796.]