

05

О локализации пластической деформации растяжения монокристаллов аустенитной стали, электролитически насыщенных водородом

© С.А. Баранникова, М.В. Надежкин, В.А. Мельничук, Л.Б. Зуев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
E-mail: bsa@ispms.tsu.ru

Поступило в Редакцию 21 февраля 2011 г.

На монокристаллах аустенитной нержавеющей стали Fe–18Cr–12Ni–2Mo, ориентированных вдоль направления $[111]$, с низкой энергией дефекта упаковки проведены исследования влияния атомов внедрения водорода на механические свойства и картины локализации пластического течения при растяжении. С помощью метода двухэкспозиционной спекл-фотографии определены основные типы и параметры локализации пластического течения на разных стадиях деформационного упрочнения монокристаллов в результате электролитического насыщения в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом катодном потенциале.

В наших работах [1–3] приведены экспериментальные данные, согласно которым пластическая деформация твердых тел развивается локализованно на всем протяжении процесса течения. Особенно эффективно она проявляется на макроскопическом масштабном уровне, когда картины локализации связаны с законом деформационного упрочнения $\theta(\epsilon)$, действующим на соответствующей стадии процесса. В этом случае они принимают форму автоволн разных типов, и существует взаимно однозначное соответствие между типом картины локализации и законом деформационного упрочнения, действующим на этой стадии процесса течения.

Твердые растворы на основе ГЦК-железа составляют основу нержавеющей сталей, являющихся перспективным конструкционным материалом. Наводороживание поликристаллов аустенитных сталей приводит к хрупкому разрушению [4]. Это обстоятельство является серьезной практической проблемой, от решения которой зависит безопасность ра-

боты конструкций. В связи с этим в данном исследовании предпринята попытка выяснить влияние водорода на макроскопическую локализацию пластического течения и разрушение монокристаллов хромоникелевого аустенита в условиях, не осложненных присутствием границ зерен.

Монокристаллы аустенитной нержавеющей стали Fe–18Cr–12Ni–2Mo с низкой энергией дефекта упаковки $\gamma_0 = 0.02 \text{ J/m}^2$ [5] выращивались по методу Бриджмена¹. После гомогенизации полученного монокристаллического слитка в течение 50 h при 1473 K образцы в форме двойной лопатки вырезались на электроэрозионном станке, закачивались в воде после выдержки в атмосфере гелия в течение 1 h при 1373 K. Размеры рабочей части образцов ориентации составляли $25 \times 5 \times 1 \text{ mm}$; их широкая грань совпадала с плоскостью (110), а продольная ось — с направлением $[\bar{1}11]$. При ориентации продольной оси $[\bar{1}11]$ в использованных монокристаллах шесть систем скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$ имеют одинаковый фактор Шмида $m \approx 0.27$.

Образцы растягивались при 300 K на испытательной машине Instron-1185 при скорости перемещения подвижного захвата $3.3 \cdot 10^{-6} \text{ m/s}$. Распределения компонент тензора пластической дилатации для всех точек наблюдаемой поверхности образца производились с использованием метода двухэкспозиционной спекл-фотографии [3]. Структуру монокристаллов исследовали на оптическом микроскопе Neophot-21.

Электролитическое насыщение водородом подготовленных монокристаллов осуществляли в термостатической трехэлектродной электрохимической ячейке с графитовым анодом при постоянном контролируемом катодном потенциале $U = -500 \text{ mV}$, задаваемом относительно хлорсеребряного электрода сравнения, в 1N растворе серной кислоты с добавлением 20 mg/l тиомочевины при температуре 323 K в течение 70 h с предварительной продувкой азотом. Вольт-амперные кривые фиксировались с помощью потенциостата IPC-Compaq. Оценку концентрации водорода $\sim 50 \text{ wt.ppm}$ осуществляли с учетом условий потенциостатического электролитического наводороживания (величина катодного сверхпотенциала, температура и время водородного насыщения образца и последующего отжига), толщины образца и коэффициента диффузии в аустенитной нержавеющей стали с помощью эмпирической зависимости по методике, описанной в [6]. Электролитическое насыщение монокристаллов в трехэлектродной электрохимической ячейке

¹ Авторы благодарны профессору Ю.И. Чумлякову (Национальный исследовательский Томский государственный университет) за предоставление монокристаллов.

при постоянном потенциале обеспечивает более равномерное распределение водорода по толщине образца по сравнению с традиционно используемым электрохимическим методом наводороживания образцов при постоянной плотности тока [7]. До испытаний наводороженные образцы хранили в жидком азоте.

В данной работе проведены исследования эволюции картин макролокализации пластического течения на разных стадиях деформационного упрочнения монокристаллов аустенитной нержавеющей стали в исходном состоянии и в результате электролитического насыщения водородом. В $[\bar{1}11]$ -монокристаллах стали Fe–18Cr–12Ni–2Mo пластическое течение реализуется дислокационными сдвигами, и при указанной ориентации следует ожидать развития множественного скольжения.

На кривой пластического течения $\sigma(\varepsilon)$ при растяжении монокристаллов аустенитной нержавеющей стали в исходном состоянии (без водорода) после переходного участка от упругости к развитому пластическому течению наблюдается стадия линейного деформационного упрочнения (II) с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения $\theta \approx 960$ МПа протяженностью общей деформации $\varepsilon_{tot} = 3.03-0.14$ и стадия параболического деформационного (тейлоровского) упрочнения (III) с показателем параболичности $n = 1/2$ протяженностью до 0.4 общей деформации. Разрушение происходит срезом с образованием шейки в средней части образца. Основным механизмом пластической деформации в исходных $[\bar{1}11]$ кристаллах без водорода является множественное скольжение, которое определяет стадийность кривых течения [5].

На кривой $\sigma(\varepsilon)$ монокристаллов аустенитной нержавеющей стали, насыщенных водородом до 50 wt.ppm, наблюдаются небольшой зуб и площадка текучести (I) до 0.01 общей деформации, стадия линейного деформационного упрочнения (II) с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения $\theta \approx 1000$ МПа протяженностью $\varepsilon_{tot} = 0.02-0.17$, далее стадия параболического деформационного упрочнения (III) с показателем параболичности $n = 1/2$ протяженностью $\varepsilon_{tot} = 0.18-0.4$ и стадия предразрушения (IV) с показателем параболичности $n < 1/2$ протяженностью до 0.55 общей деформации. Разрушение при этом происходит без образования шейки, и трещина развивается перпендикулярно оси растяжения. Кривая пластического течения смещается вниз относительно кривой $\sigma(\varepsilon)$ монокристаллов аустенитной нержавеющей стали в исходном состоянии без водорода. Насыщение водородом $[\bar{1}11]$ -монокристаллов стали Fe–18Cr–12Ni–2Mo привело к уменьшению

предела текучести, увеличению пластичности до разрушения в 1.3 раза и подавлению образования шейки в кристаллах, ориентированных для множественного скольжения. Влияние водорода на пластичность монокристаллов стали Fe–18Cr–12Ni–2Mo и характер разрушения зависят от ориентации оси растяжения [8].

Наводороживание уменьшает энергию дефекта упаковки в исследуемом сплаве. Это приводит к увеличению величины расщепления дислокаций для ориентации кристаллов вблизи полюса $[\bar{1}11]$ элементарного стереографического треугольника при деформации растяжением [5,8]. Это обстоятельство способствует развитию неустойчивости пластического сдвига и его локализации в одной из шести равноправных систем скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$. Это, по-видимому, является причиной появления на кривой пластического течения наводороженного кристалла небольшого зуба и площадки текучести. Насыщение водородом почти не изменяет коэффициент деформационного упрочнения на стадии линейного деформационного упрочнения, что характерно для ГЦК-материалов при дополнительном легировании [9]. Это связано с тем, что в исходном состоянии без водорода развивается планарная дислокационная структура, состоящая из плоских скоплений, и наводороживание не приводит к ее значительному изменению [8].

Измерения локальных деформаций, выполненные методом спекл-фотографии, показали, что деформация макроскопически локализована на всех стадиях пластического течения монокристаллов аустенитной нержавеющей стали. Из анализа картин локализации деформации следует, что при растяжении кристаллов в исходном состоянии без водорода на стадии линейного деформационного упрочнения (II) пластическая деформация сосредоточена в равноотстоящих друг от друга на расстоянии $\lambda = 4 \pm 1$ mm зонах локализованной деформации (рис. 1, а), движущихся со скоростью $V_{aw} = 3.5 \cdot 10^{-5}$ m/s, значения которой определялись по наклону зависимости $X(t)$ на рис. 2, а, где показаны положения X максимумов компоненты ε_{xx} на оси растяжения в зависимости от времени t . На стадии параболического упрочнения (III) сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации становится стационарной, затем неподвижные очаги локализации пластической деформации начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в середине образца, где происходит разрушение.

Анализ распределений локальных деформаций ε_{xx} при растяжении монокристаллов аустенитной нержавеющей стали, насыщенных водо-

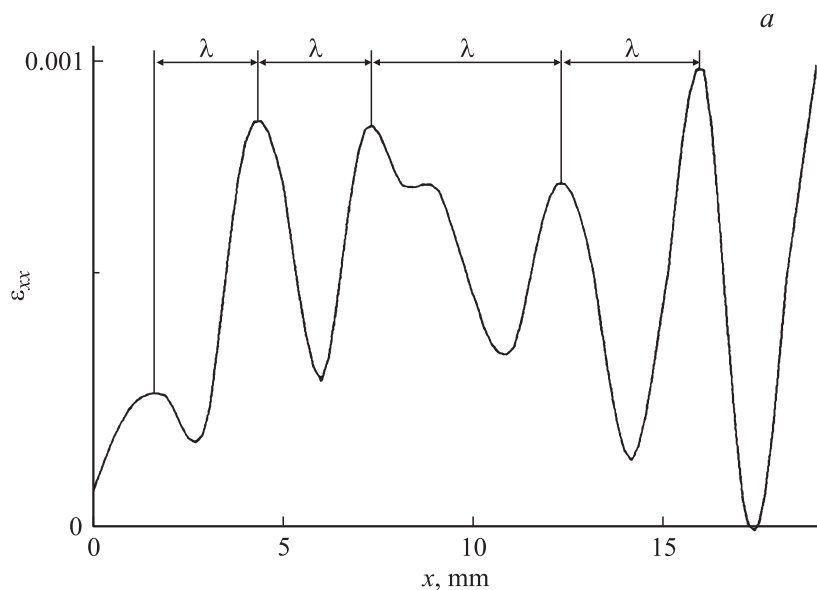


Рис. 1. Распределение локальных деформаций в виде компоненты локальных удлинений вдоль оси растяжения $\varepsilon_{xx}(x)$ на стадии линейного деформационного упрочнения при общей деформации $\varepsilon_{tot} = 0.05$ $[\bar{1}11]$ монокристалла стали X18H12M2: *a* — в исходном состоянии без атомов внедрения; *b* — в результате электролитического насыщения водородом при $U = -500$ mV в 1N H_2SO_4 в течение 70 h при $T = 323$ K.

родом до 50 wt.ppm, показал, что на площадке текучести (I) сформировалась одиночная зона локализованной деформации, разделяющая деформированную и недеформированную части материала. На стадии линейного деформационного упрочнения (II) картина локализации пластической деформации представляет собой совокупность широких зон. Каждая из таких зон локализованной деформации состоит из двух-трех связанных очагов локализованной деформации с характерным расстоянием между ними $\lambda = 6.5 \pm 1$ mm (рис. 1, *b*). Положение зон локализованной деформации во времени меняется, т.е. зоны движутся со скоростью $V_{av} = 2.5 \cdot 10^{-5}$ m/s (рис. 2, *b*). На стадии параболического деформационного упрочнения (III) система широких

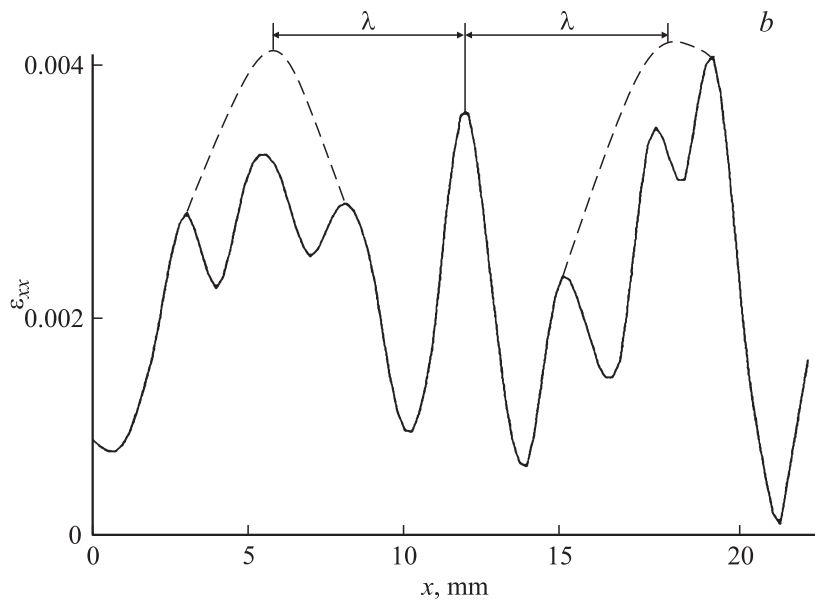


Рис. 1 (продолжение).

зон локализации деформации становится стационарной. На стадии предразрушения (IV) неподвижные очаги локализованной пластической деформации (как и в случае образца без водорода) начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в высокоамплитудный очаг локализации деформации в средней части образца, где произошло уменьшение размеров поперечного сечения, подобное шейке. Затем после достижения предела прочности сформировавшийся одиночный очаг начал двигаться со скоростью $V_{aw} = 3.0 \cdot 10^{-5}$ m/s в направлении подвижного захвата испытательной машины. Трещина зародилась в наводороженном образце вблизи подвижного захвата. Такой хаарктер развития макролокализации деформации на стадии предразрушения наблюдался впервые. Ранее [1] движение одиночной зоны локализации наблюдалось только на начальных стадиях деформационного упрочнения ГЦК-монокристаллов, например на площадке текучести или стадии легкого скольжения, когда пластическое течение осуществлялось в первичной системе скольжения/двойникования. Можно предположить,

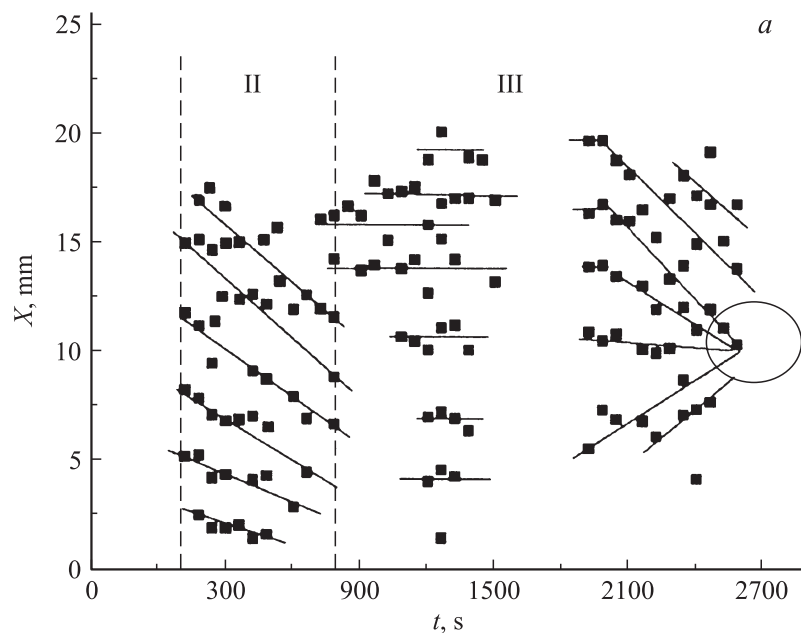


Рис. 2. Диаграмма положений очагов локализации деформации вдоль оси образца с течением времени $X(t)$ на разных стадиях деформационного упрочнения $[\bar{1}11]$ монокристалла стали X18H12M2: *a* — в исходном состоянии без атомов внедрения; *b* — в результате электролитического насыщения водородом при $U = -500$ mV в 1N H_2SO_4 в течение 70 h при $T = 323$ K („полюс разрушения“ выделен в форме овала).

что легирование водородом $[\bar{1}11]$ -стали Fe–18Cr–12Ni–2Mo привело к усилению локализованной деформации скольжением в одной из шести систем скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$ и подавлению шейки, сформировавшейся первоначально в средней части образца.

Металлографический анализ макроструктуры на стадии предразрушений показал, что на всей поверхности монокристаллов стали Fe–18Cr–12Ni–2Mo образуются деформационные полосы. Средний размер ширины деформационных полос, определяемый методом секущих [10], составил $490 \pm 190 \mu m$ для образцов в исходном состоянии и $700 \pm 210 \mu m$ для образцов, подвергнутых электролитическому насыщению водородом.

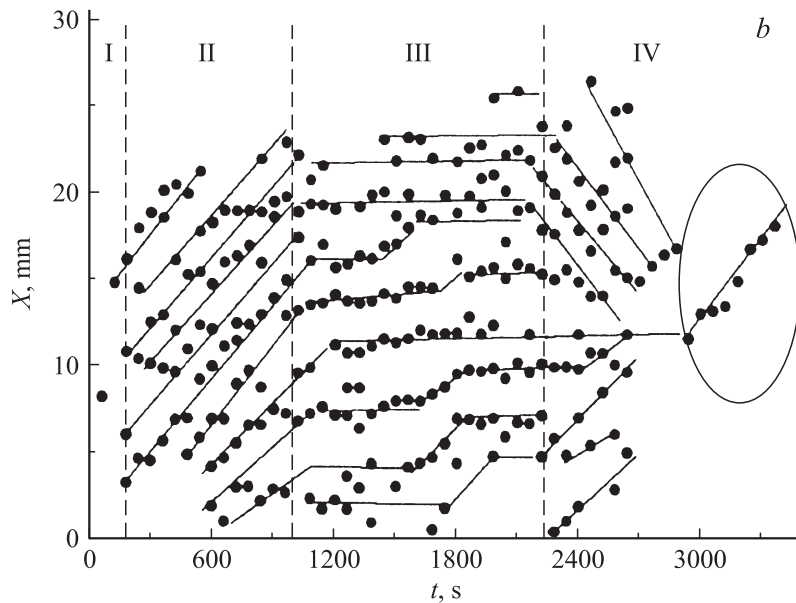


Рис. 2 (продолжение).

Таким образом, в настоящей работе установлено влияние водорода на картины макроскопической локализации пластического течения $[\bar{1}11]$ -монокристаллов аустенитной стали Fe–18Cr–12Ni–2Mo при растяжении. Установлено, что наводороживание образцов усиливает локализацию деформации, приводит к значительным перестройкам в масштабах характерных расстояний между полосами пластических сдвигов и зон локализованной деформации и может быть результатом междислокационных взаимодействий и генерации точечных дефектов [6,11]. К настоящему времени остается дискуссионным вопрос о механизме локализации пластической деформации, стимулированной водородом [12]. В условиях плоской деформации наличие водорода вызывает переход от гомогенного пластического течения к локализации деформации в полосах интенсивного сдвига. Авторы [13] высказали идею о том, что локализация пластического течения, стимулированная водородом, может быть связана с локализацией пор в некотором слое материала.

Работа выполнена по проекту в рамках ФЦП „Научные и научно-педагогические кадры инновационной России“ на 2009–2013 годы по мероприятию: 1.1 „Проведение научных исследований коллективами научно-образовательных центров в области создания и обработки кристаллических материалов“ (ГК № 14.740.11.0037 от 01.09.2010) и по проекту № 21 Программы фундаментальных исследований № 11 президиума РАН.

Список литературы

- [1] Зувев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
- [2] Zuev L.B. // *Annalen der Physik*. 2007. V. 16. N 4. P. 286–310.
- [3] Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Polyakov S.N. // *Proc. SPIE*. 2002. V. 4900. Part 2. P. 1197–1208.
- [4] Sofronis P., Liang Y., Aravas N. // *J. Mech. A. Solids*. 2001. V. 20. P. 857–872.
- [5] Куреева И.В., Чумляков Ю.И. // *ФММ*. 2009. Т. 108. № 3. С. 313–324.
- [6] Yagodzinsky Yu., Tarasenko O., Smuk S., Aaltonen P., Hänninen H. // *Physica Scripta*. 2001. V. 94. P. 11–120.
- [7] Чернов И.П., Лидер А.М., Никитенков Н.Н. и др. // *Физическая мезомеханика*. 2006. Т. 9. Спец. вып. С. 111–114.
- [8] Купрекова Е.И., Чумляков Ю.И., Чернов И.П. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2008. № 6(636). С. 24–30.
- [9] Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. М.: Мир, 1969. 268 с.
- [10] Салтыков С.Л. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 375 с.
- [11] Гаврилюк В.Г., Шиванюк В.Н. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2008. № 6 (636). С. 11–15.
- [12] Birnbaum H.K., Sofronis P. // *Mater. Sci. & Eng. A*. 1994. V. 176. P. 191.
- [13] Terlink D., Zok F., Embry J.D., Ashby M.F. // *Acta Met.* 1988. V. 36. P. 1213.