

Г.В. Шляхова^{1,2}, С.А. Баранникова^{1,3,4}, Л.Б. Зуев^{1,3}, Д.А. Косинов⁵

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)

² Северский технологический институт НИЯУ МИФИ (г. Северск)

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет (г. Томск)

⁴ Томский государственный архитектурно-строительный университет (г. Томск)

⁵ Сибирский государственный индустриальный университет (г. Новокузнецк)

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ЛЕГИРОВАННОГО γ -ЖЕЛЕЗА ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ НАСЫЩЕНИИ ВОДОРОДОМ*

Аннотация. На монокристаллах хромоникелевого γ -железа, ориентированных вдоль направления $[\bar{1}11]$, с низкой энергией дефекта упаковки проведены исследования картин локализации пластического течения при электролитическом насыщении водородом в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом катодном потенциале. На кривой пластического течения при растяжении монокристаллов в исходном состоянии (без водорода) после переходного участка от упругости к развитому пластическому течению наблюдается стадия линейного деформационного упрочнения и стадия параболического (тейлоровского) деформационного упрочнения. На кривой пластического течения монокристаллов аустенитной стали, насыщенных водородом, наблюдаются небольшой зуб и площадка текучести, стадия линейного деформационного упрочнения, далее стадия параболического деформационного упрочнения и стадия предразрушения. Насыщение водородом $[\bar{1}11]$ монокристаллов привело к уменьшению предела текучести, увеличению пластичности до разрушения в 1,3 раза и подавлению образования шейки в кристаллах, ориентированных для множественного скольжения. С помощью метода двухэкспозиционной спекл-фотографии определены основные типы и параметры локализации пластического течения на разных стадиях деформационного упрочнения монокристаллов в исходном состоянии без водорода и после насыщения водородом. Установлено, что наводороживание образцов хромоникелевого γ -железа усиливает локализацию деформации на разных масштабных уровнях, приводит к значительным перестройкам в масштабах характерных расстояний между полосами пластических сдвигов и зон локализованной деформации.

Ключевые слова: пластическая деформация, локализация, спекл-фотография.

PLASTIC STRAIN LOCALIZATION IN ALLOYED γ -Fe SINGLE CRYSTALS ELECTROLYTICALLY SATURATED WITH HYDROGEN

Abstract. The effect of interstitial hydrogen atoms on mechanical properties and plastic strain localization patterns in tensile tested alloyed γ -Fe single crystals of austenite steel with low stacking-fault energy has been studied using a double-exposure speckle photography technique. The hydrogenation of $[\bar{1}11]$ oriented single crystals of Fe-18Cr-12Ni-2Mo steel led to decrease in the yield stress, 1.3 times increase in plasticity (strain at break), and suppression of the neck formation in single crystals oriented for the multiple slippage. On the stress-strain curve of plastic flow measured in tension in the initial (hydrogen free) state, the transition from elasticity to developed plastic flow is followed by the stages of linear deformation hardening, and parabolic hardening. The stress-strain curve of single crystals saturated with hydrogen exhibit a small tooth and a flow trough and is followed by the stages of linear deformation hardening; parabolic hardening and prefracture. The main parameters of plastic-flow localization at various stages of the deformation hardening of crystals have been determined in single crystals of steel electrolytically saturated with hydrogen in a three-electrode electrochemical cell at controlled constant cathode potential. It is established that hydrogenation of alloyed γ -Fe specimens enhances the localization of straining, leads to significant changes in the characteristics distances between plastic shear bands and local straining zones in all scale levels.

Keywords: plastic deformation, localization, speckle photography.

Исследование влияния водорода в металлах представляет значительный интерес, что объясняется широким спектром задач, решаемых в этой области. Проблемы, связанные с накоплением водорода в металле, рассматриваются как с точки зрения материаловедения, так и энергетики. Применение металлов в активных средах способствует накоплению водорода в этих металлах, что вызывает необходимость оценки их стой-

кости при взаимодействии с водородом. Растворенный водород приводит к существенному изменению механических и физико-химических свойств материала благодаря образованию дефектной структуры.

В работах [1 – 3] показано, что пластическая деформация твердых тел развивается локализованно на всем протяжении процесса течения. Особенно эффективно она проявляется на макроскопическом масштабном уровне, когда локализация определяется законом деформационного упрочнения $\theta(\epsilon)$, действующим на соответствующей стадии процесса. В этом случае картины локализации принимают форму автоволн разных типов, и существует взаимно однозначное соответствие между

* Работа выполнена по проекту в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. по мероприятию «Проведение научных исследований коллективами научно-образовательных центров в области создания и обработки кристаллических материалов» (ГК № 14.740.11.0037 от 01.09.2010).

типом картины локализации и законом деформационного упрочнения, действующим на этой стадии процесса течения.

Твердые растворы на основе ГЦК железа составляют основу нержавеющих сталей, часто используемых в качестве конструкционных материалов. Наводороживание поликристаллов аустенитных сталей приводит к хрупкому разрушению [4]. Это обстоятельство является серьезной практической проблемой, от решения которой зависит безопасность работы конструкций.

В настоящем исследовании предпринята попытка выяснить влияние водорода на макроскопическую локализацию пластического течения и разрушение монокристаллов хромоникелевого аустенита в условиях, не осложненных присутствием границ зерен.

В работе использованы монокристаллы хромоникелевой аустенитной стали, содержащей 0,013 % С, 18,0 % Cr, 12,4 % Ni, 2,3 % Mo, 1,2 % Mn. Монокристаллы выращивали по методу Бриджмена¹. После гомогенизации полученного монокристаллического слитка в течение 50 ч при 1473 К образцы в форме двойной лопатки вырезали на электроэрозионном станке, закачивали в воде после выдержки в атмосфере гелия в течение 1 ч при 1373 К. Размеры рабочей части образцов ориентации составляли 25×5×1 мм; 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 $m \approx 0,27$. Дислокации в кристаллах такого состава характеризуются низкой энергией дефекта упаковки $\gamma_0 = 0,02$ Дж/м² [5].

Образцы растягивали при 300 К на испытательной машине Instron-1185 при скорости перемещения подвижного захвата $3,3 \cdot 10^{-6}$ м/с. Распределения компонент тензора пластической дисторсии для всех точек наблюдаемой поверхности образца производили с использованием метода двухэкспозиционной спекл-фотографии [3]. Такая техника [1, 3] сочетает в себе возможности наблюдения всего деформируемого образца в целом (характерный размер поля зрения порядка 100×100 мм) с разрешающей способностью на уровне оптического микроскопа (приблизительно 1 мкм). С этой целью для анализа полей векторов смещений применяли автоматизированный лазерный измерительный комплекс ALMEC и его электронно-оптическую телевизионную модификацию ALMEC-TV. Пакет специально разработанных программ для ЭВМ, предназначенных для вычисления всех компонент тензора пластической дисторсии и их визуализации в различной форме, позволил получать количественные данные о полях векторов смещений по его поверхности $R(x, y)$, вычислять компоненты тензора пластической дисторсии $\beta_{ij} = \nabla R(x, y)$

(удлинение ϵ_{xx} , сдвиг ϵ_{xy} и поворот ω_z) для плоского напряженного состояния одновременно с растяжением образца и получать картины распределения указанных компонент по образцу [1]. Структуру монокристаллов исследовали на оптическом микроскопе Neophot-21 и атомно-силовом микроскопе Solver PH47-PRO.

Электролитическое насыщение водородом подготовленных монокристаллов осуществляли в термостатической трехэлектродной электрохимической ячейке с графитовым анодом при постоянном контролируемом катодном потенциале $U = -500$ мВ, задаваемом относительно хлорсеребряного электрода сравнения, в 1Н (однонормальном) растворе серной кислоты с добавлением 20 мг/л тиомочевины при температуре 323 К в течение 70 ч с предварительной продувкой азотом. Вольт-амперные кривые фиксировали с помощью потенциостата IPC-Compact. Оценку концентрации водорода (приблизительно 50 ppm) осуществляли с учетом условий потенциостатического электролитического наводороживания (величины катодного сверхпотенциала, температуры и времени водородного насыщения образца и последующего отжига), толщины образца и коэффициента диффузии в аустенитной нержавеющей стали с помощью эмпирической зависимости по методике, описанной в работе [6]. До испытаний наводороженные образцы хранили в жидком азоте.

В настоящей 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 ориентированных вдоль оси $[\bar{1}11]$ монокристаллах пластическое течение реализуется дислокационными сдвигами, и при указанной ориентации следует ожидать развития множественного скольжения.

На кривой пластического течения $\sigma(\epsilon)$ при растяжении монокристаллов в исходном состоянии (без водорода) после переходного участка от упругости к развитию пластическому течению наблюдается стадия линейного деформационного упрочнения (стадия II) с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения $\theta \approx 960$ МПа протяженностью общей деформации $\epsilon_{tot} = 0,03 \div 0,14$ и стадия параболического (тейлоровского) деформационного упрочнения (стадия 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 $[\bar{1}11]$ кристаллах без водорода является множественное скольжение, которое определяет стадийность кривых течения [5].

На кривой пластического течения $\sigma(\epsilon)$ монокристаллов аустенитной стали, насыщенных водородом до 50 ppm, наблюдаются небольшой зуб и площадка текучести (стадия I) протяженностью до 0,01 об-

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

щей деформации, стадия линейного деформационного упрочнения (стадия II) с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения $\theta \approx 1000$ МПа протяженностью $\varepsilon_{tot} = 0,02 \div 0,17$, далее стадия параболического деформационного упрочнения (III) с показателем параболичности $n = 1/2$ протяженностью $\varepsilon_{tot} = 0,18 \div 0,40$ 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 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 и характер их разрушения зависит от ориентации оси растяжения [7].

Наводороживание уменьшает энергию дефекта упаковки в исследуемом сплаве [7]. Это приводит к увеличению величины расщепления дислокаций для ориентации кристаллов вблизи полюса $[\bar{1}11]$ элементарного стереографического треугольника при деформации растяжением [5, 7]. 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 [8]. 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 [7].

Измерения локальных деформаций, выполненные методом спекл-фотографии, показали, что деформация макроскопически локализована на всех стадиях пластического течения монокристаллов аустенитной стали. Из анализа картин локализации деформации следует, что при растяжении кристаллов в исходном состоянии без насыщения водорода на стадии линейного деформационного упрочнения (II) пластическая деформация сосредоточена в равноотстоящих друг от друга на расстоянии $\lambda = 4 \pm 1$ мм зонах локализованной деформации (рис. 1, а), движущихся со скоростью $V_{av} = 3,5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического упрочнения (III) сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации становится стационарной (рис. 1, в), затем неподвижные очаги локализации пластической деформации начинают согласованное движе-

ние с тенденцией к их слиянию в средней части образца (рис. 1, д), где происходит разрушение.

Анализ распределений локальных деформаций ε_{xx} при растяжении монокристаллов аустенитной нержавеющей стали, электролитически насыщенных водородом в течение 70 ч, показал, что на площадке текучести (стадия 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 $\lambda = 6,5 \pm 1$ мм (рис. 1, б). Положение зон локализованной деформации во времени меняется, т.е. зоны движутся со скоростью $V_{av} = 2,5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения (III) система широких зон локализации деформации становится стационарной (рис. 1, з). На стадии предразрушения (IV) неподвижные очаги локализованной пластической деформации (как и в случае использования образца без насыщения водородом) начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию (рис. 1, е) в высокоамплитудных очагах локализации деформации в средней части образца, где происходит уменьшение размеров поперечного сечения, подобное шейке. Затем после достижения предела прочности сформировавшийся одиночный очаг начинает двигаться со скоростью $V_{av} = 3,0 \cdot 10^{-5}$ м/с в направлении подвижного захвата испытательной машины. Трещина зарождается в наводороженном образце вблизи подвижного захвата. Такой характер 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, что легирование водородом $[\bar{1}11]$ стали X18H12M2 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 предразрушения показал, что на всей поверхности монокристаллов образуются деформационные полосы (рис. 2). Средний размер ширины деформационных полос, определяемый методом секущих [9], составил 490 ± 190 мкм для образцов в исходном состоянии и 700 ± 210 мкм для образцов, подвергнутых электролитическому насыщению водородом.

Для анализа формирующегося деформационного рельефа на мезоскопическом уровне использовали атомно-силовую микроскопию (АСМ). Изучение топо-

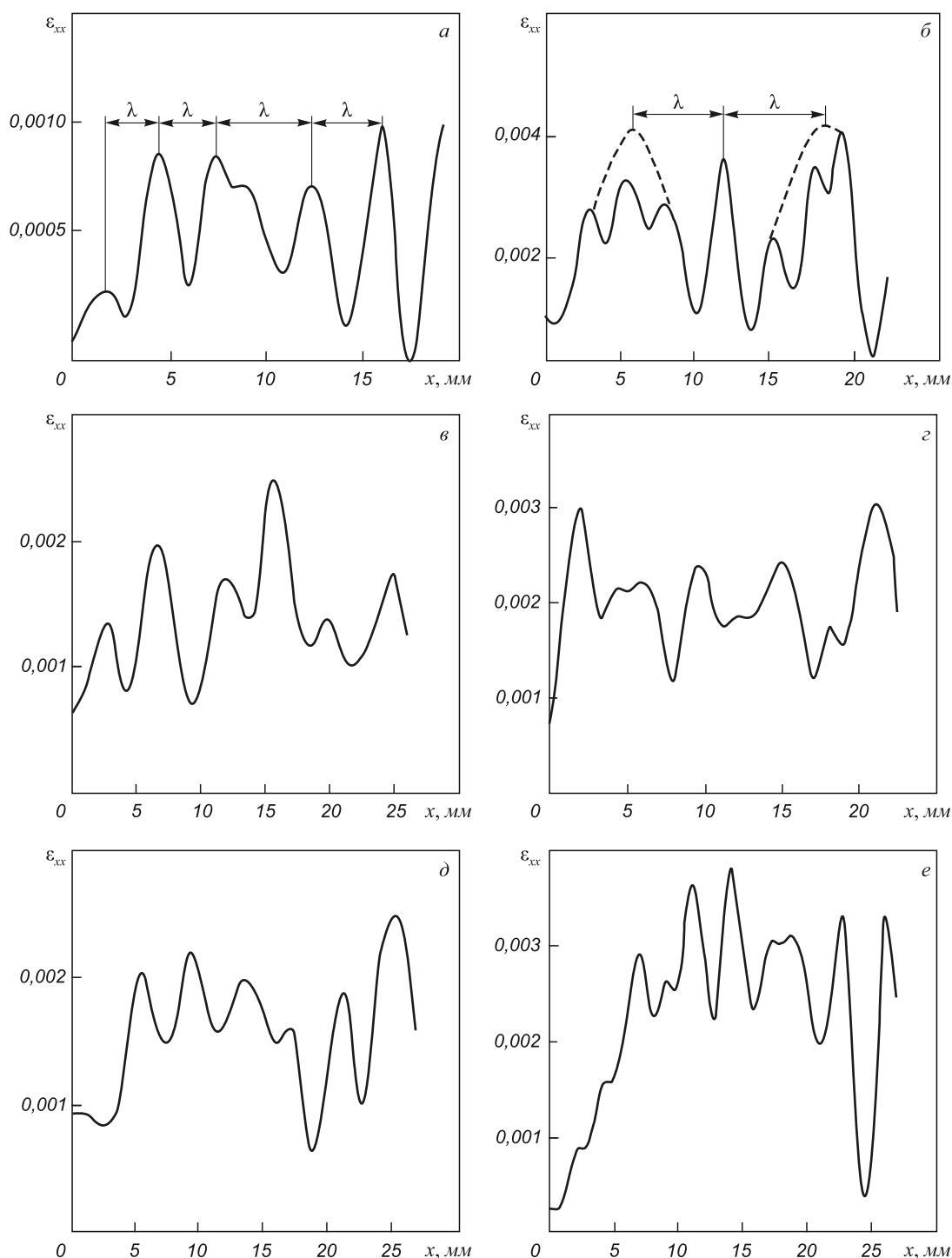


Рис. 1. Распределение локальных деформаций в виде компоненты локальных удлинений вдоль оси растяжения $\varepsilon_{xx}(x)$ на стадиях линейного деформационного упрочнения (а, б), параболического упрочнения (в, з) и предразрушения (д, е) $[\bar{1}11]$ монокристалла: а, в и д – в исходном состоянии без атомов внедрения; б, з и е – в результате электролитического насыщения водородом в течение 70 ч при $T = 323$ К

графии поверхности монокристаллов проводили на атомно-силовом микроскопе Solver PRO-47 с помощью специальных зондов, имеющих форму иглы, контактным и полуконтактным методом. Рабочая зона зонда (острие) имеет размеры порядка десяти нанометров. Характерное расстояние между зондом и поверхностью образцов в атомно-силовом микроскопе по порядку величин составляет 0,1 – 10,0 нм.

Изучение тонкого строения структурных составляющих деформационного рельефа в $[\bar{1}11]$ монокристаллах стали X18H12M2 выявило, что линии скольжения по всей поверхности имеют изогнутый вид в исходном состоянии без насыщения водородом и прямолинейный характер в насыщенных водородом образцах (рис. 3). Средний размер ширины деформационных полос составил 0,8 мкм для образцов в исходном состоянии и

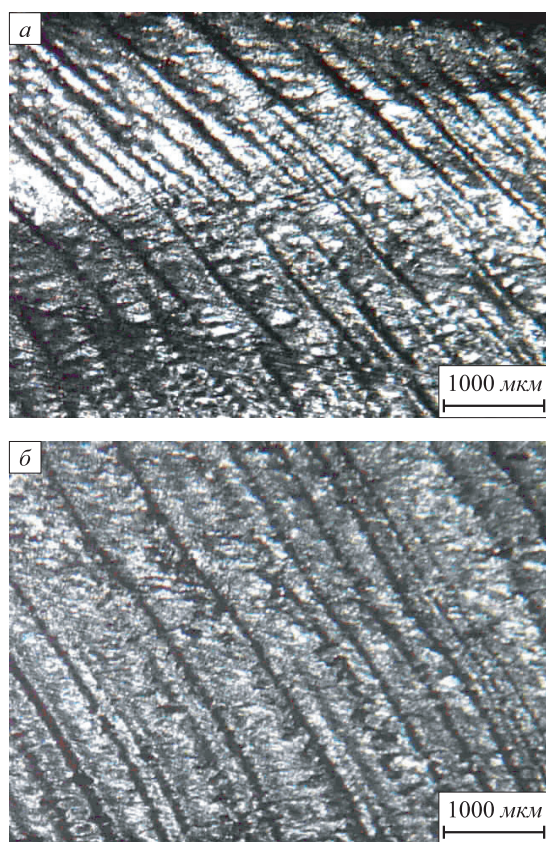


Рис. 2. Оптическая микроскопия поверхности деформированного $[111]$ монокристалла на стадии разрушения: a – в исходном состоянии без атомов внедрения; b – в результате электролитического насыщения водородом в течение 70 ч при $T = 323$ К

1,5 мкм для образцов, подвергнутых электролитическому насыщению водородом. Такое различие в структуре полос деформации можно рассматривать как косвенное доказательство развития двойникования в $[111]$ кристаллах стали X18N12M2. В работе [10] показано, что в аустенитных хромоникелевых сталях водород способствует смене механизма деформации от скольжения к двойникованию при комнатной температуре, в микроструктуре наблюдаются плоские скопления расщепленных дислокаций, дефекты упаковки и двойники.

Сравним данные настоящего исследования и работы [1] по влиянию атомов внедрения на картины локализации деформации в аустенитной нержавеющей стали X18N12M2. В работе [1] показано, что азот в количестве 0,35 или 0,50 % (по массе) присутствовал в этой стали как примесь внедрения в γ -твердом растворе, не создавая нитридов. В материалах этого типа на микроскопическом уровне пластическое течение реализуется дислокационными сдвигами, и при ориентации образцов $[111]$ для растяжения следует ожидать развития множественного скольжения. Легирование азотом $[111]$ монокристаллов также снижает энергию дефекта упаковки и приводит к увеличению величины расщепления дислокаций при деформации растяжением [5, 7]. Это обстоятельство способствует развитию

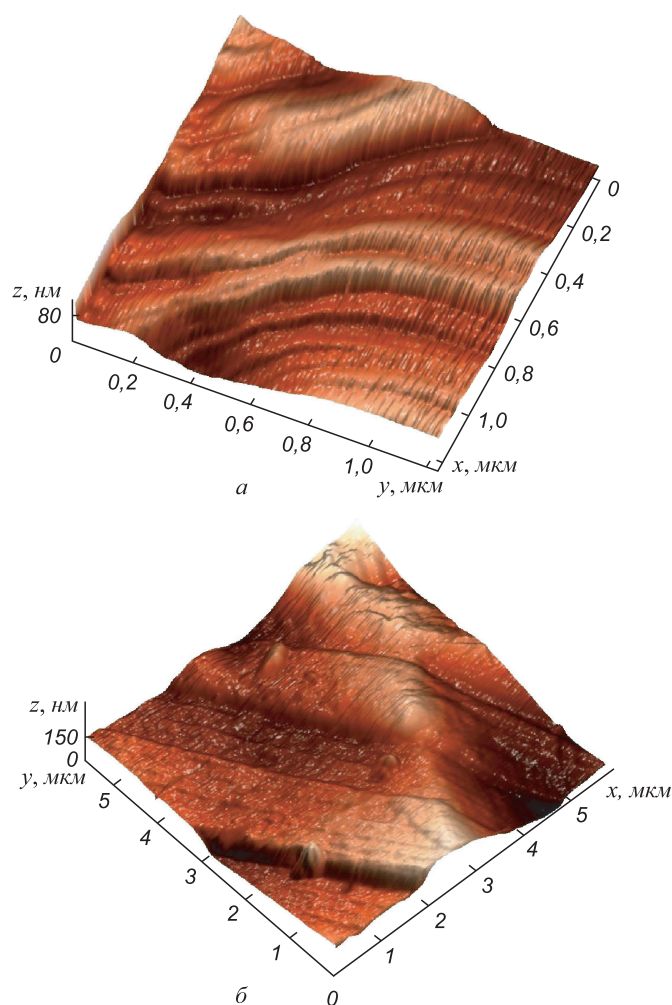


Рис. 3. Атомно-силовая микроскопия $[111]$ монокристаллов стали X18N12M2: a – в исходном состоянии без атомов внедрения; b – в результате электролитического насыщения водородом при $U = -500$ мВ в 1Н растворе H_2SO_4 в течение 70 ч при $T = 323$ К

неустойчивости пластического сдвига и его локализации в одной из шести равноправных систем скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$. Это явилось причиной появления на кривой пластического течения монокристалла стали X18N12M2 зуба текучести и стадии легкого скольжения [1]. Картина локализации деформации в случае содержания азота 0,35 % в $[111]$ монокристаллах на стадии легкого скольжения с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения ($\theta \approx 220$ МПа) в интервале деформаций от 0,02 до 0,04 представляют три деформационные зоны, из которых одна движется с постоянной скоростью $V_{av} = 3,5 \cdot 10^{-5}$ м/с, а две другие с течением времени останавливаются. Пространственный период картины составляет приблизительно $6,5 \pm 1$ мм. На стадии линейного деформационного упрочнения с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения ($\theta \approx 1200$ МПа) в интервале деформаций от 0,05 до 0,08 зафиксирована картина из трех движущихся равноотстоящих локальных деформационных зон с характерным расстоянием между ними до $7,0 \pm 1,0$ мм.

Скорость перемещения локализованных зон составила $V_{ав} = 5,2 \cdot 10^{-5}$ м/с.

В случае содержания азота 0,5 % в $[\bar{1}11]$ кристаллах на деформационных кривых не выявлено стадии легкого скольжения, после предела текучести наблюдается стадия линейного деформационного упрочнения, состоящая из двух участков с высокими коэффициентами деформационного упрочнения и затем стадия параболического деформационного упрочнения. Распределения локальных деформаций на первом линейном участке с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения ($\theta \approx 1500$ МПа) в интервале деформаций от 0,02 до 0,04 представляет собой пару деформационных фронтов, которые, двигаясь со скоростью $V_{ав} = 5,0 \cdot 10^{-5}$ м/с, последовательно останавливаются в одном и том же месте образца с координатой приблизительно 10 мм, а затем возобновляют движение с прежней скоростью. Далее на втором линейном участке с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения ($\theta \approx 2000$ МПа) в интервале деформаций от 0,04 до 0,07 формируется другая пара фронтов деформации, которые перемещаются с меньшей скоростью $V_{ав} = 6,6 \cdot 10^{-5}$ м/с и без остановок. Расстояние между соседними зонами локализованной деформации в целом сохраняется равным $7,0 \pm 1,0$ мм [1]. Скорости перемещения зон локализации деформации для исследованных $[\bar{1}11]$ монокристаллов, дополнительно легированных как азотом, так и водородом, имеют одинаковый порядок $V_{ав} \approx 10^{-5}$ м/с и на порядок выше скорости подвижного захвата нагружающего устройства. Однако установлено, что увеличение концентрации водорода и азота в γ -твердом растворе приводит к уменьшению скорости перемещения зон локализованной пластичности на стадиях линейного деформационного упрочнения. Этот факт связан с ростом коэффициента деформационного упрочнения при легировании и подтверждает обнаруженную ранее [1] обратно пропорциональную зависимость скорости перемещения зон локализации от коэффициента деформационного упрочнения.

Выводы. Установлено на разных масштабных уровнях влияние водорода на картины локализации пластического течения $[\bar{1}11]$ монокристаллов аустенитной стали X18H12M2 при растяжении. Наводороживание образцов усиливает локализацию деформации, при-

водит 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 работы [13] высказали идею о том, что локализация пластического течения, стимулированная водородом, может быть связана с локализацией пор в некотором слое материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зуев 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. Vol. 16. P. 286 – 310.
3. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Polyakov S.N. // Proc. SPIE “The International Society for Optical Engineering”. 2002. Vol. 4900. Part 2. P. 1197 – 1208.
4. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. // J. Mech. A. Solids. 2001. Vol. 20. P. 857 – 872.
5. Киреева И.В., Чумляков Ю.И. // ФММ. 2009. Т. 108. № 3. С. 313 – 324.
6. Yagodzinsky Yu., Tarasenko O., Smuk S., Aaltoonen P. and Hänninen H. // Physica Scripta. 2001. Vol. 94. P. 11 – 120.
7. Купрекова Е.И., Чумляков Ю.И., Чернов И.П. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 6 (636). С. 24 – 30.
8. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. – М.: Мир, 1969. – 268 с.
9. Салтыков С.Л. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 375 с.
10. Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В., Maier H. // ПЖТФ. 2011. Т. 37. № 11. С. 65 – 72.
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. Vol. 176. P. 191 – 202.
13. Terlink D., Zok F., Embry J.D., Ashby M.F. // Acta Met. 1988. Vol. 36. P. 1213 – 1228.

© 2013 г. Г.В. Шляхова, С.А. Баранникова,
Л.Б. Зуев, Д.А. Косинов
Поступила 6 сентября 2012 г.