

05

Влияние водорода на ориентационную зависимость критических скальвающих напряжений и механизм деформации в монокристаллах стабильной нержавеющей стали

© И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков, А.В. Тверсков, Н. Maier

Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета, Томск, Россия

E-mail: i.v.kireeva@mail.ru

University of Paderborn, Lehrstuhl f. Werkstoffkunde, Pohlweg 47–49, 33098, Paderborn, German

Поступило в Редакцию 12 января 2011 г.

В монокристаллах аустенитной нержавеющей стали Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo (wt.%) исследовано влияние водорода на критические скальвающие напряжения τ_{cr} , дислокационную структуру, механизмы деформации — скольжение и двойникование. Впервые показано, что наводороживание приводит к появлению ориентационной зависимости τ_{cr} , которая отсутствует в исходных кристаллах без водорода. Ориентационная зависимость τ_{cr} связана с понижением величины энергии дефекта упаковки, что в свою очередь определяет смену механизма деформации от скольжения к двойникованию.

Выяснение механизмов влияния водорода на прочностные и пластические свойства, дислокационную структуру, механизмы деформации и разрушение в аустенитных нержавеющих сталях (АНС) необходимо для разработки способов предотвращения их водородного охрупчивания. Обычно такие исследования проводятся на поликристаллах АНС, что осложняет количественный анализ результатов из-за различной ориентации зерен относительно внешних приложенных напряжений и неоднородного распределения водорода между границей зерна и объемом зерна. Использование монокристаллов различных ориентаций АНС позволяет в чистом виде исследовать влияние водорода на прочностные свойства, дислокационную структуру, механизмы деформации — скольжение и двойникование. Для исследования выбирали

монокристаллы стабильной АНС Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo (wt.%) с высокой энергией дефекта упаковки $\gamma_0 = 0.065 \text{ J/m}^2$ [1]. Механическое поведение монокристаллов этой стали без атомов внедрения в температурном интервале $T = 77 - 673 \text{ K}$ оказывается типичным для низкопрочных ГЦК-кристаллов и их сплавов замещения при деформации скольжением: в них отсутствует зависимость τ_{cr} от ориентации кристалла [1,2]. Легирование водородом, так же как и азотом, этих сталей может изменять механические свойства и дислокационные механизмы деформации — скольжение и двойникование, приводить к появлению ориентационной зависимости τ_{cr} [1,3]. Такие исследования на монокристаллах, легированных водородом, позволят продвинуться в понимании механизмов водородного охрупчивания и выяснить роль смены механизма деформации от скольжения к двойникованию в процессах зарождения и роста трещины.

Ориентации кристаллов для растяжения выбирали из следующих соображений: в ориентации $[\bar{1}11]$ $m_{tw}/m_{sl} > 1$, где $m_{tw} = 0.31$, $m_{sl} = 0.27$ — факторы Шмида для двойникования и скольжения соответственно, и кристаллы этой ориентации наиболее благоприятны для развития механического двойникования [1,3,4]. В ориентации $[001]$, напротив, $m_{tw}/m_{sl} < 1$ ($m_{tw} = 0.23$, $m_{sl} = 0.41$) и деформация при растяжении в них развивается только скольжением.

Монокристаллы стали Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo (wt.%) выращивали в атмосфере гелия методом Бриджмена. Наводороживание проводили электролитическим способом в 1 М растворе H_2SO_4 при $T = 300 \text{ K}$ и плотности тока 500 A/m^2 с использованием анода, изготовленного из АНС. Для того чтобы обеспечить условия наводороживания и концентрацию водорода в образцах одинаковыми, кристаллы всех ориентаций помещались одновременно в одну ячейку.

На рис. 1 приведена зависимость τ_{cr} от температуры испытания, содержания водорода, ориентации оси растяжения кристаллов АНС Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo. Видно, что наводороживание приводит к твердорастворному упрочнению, величина которого зависит от ориентации кристаллов, температуры испытания и времени наводороживания. В кристаллах с осью растяжения $[\bar{1}11]$ τ_{cr} после наводороживания в течение 2 и 10 h незначительно возрастают по сравнению с исходным состоянием. В кристаллах с осью растяжения $[001]$ эффект наводороживания на τ_{cr} оказывается сильнее. В результате насыщение водородом приводит к появлению ориентационной зависимости τ_{cr} в интервале

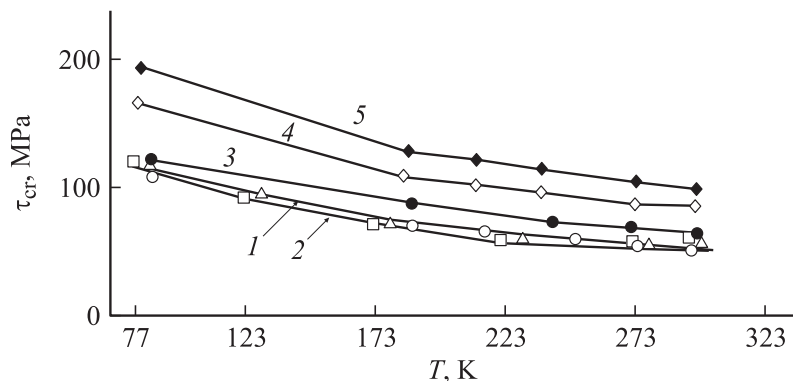


Рис. 1. Ориентационная и температурная зависимость критических скальвающих напряжений τ_{cr} при твердорастворном упрочнении водородом монокристаллов аустенитной нержавеющей стали Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo (wt.%) при деформации растяжением: 1 — кривая без водорода; 2, 4 — насыщение водородом в течение времени $t = 2$ h; 3, 5 — $t = 10$ h; 2, 3 — ориентация кристаллов $[\bar{1}11]$; 4, 5 — $[001]$.

$T = 77–323$ К. Кристаллы $[001]$ становятся „жесткими“ — в них τ_{cr} больше, чем в „мягких“ кристаллах $[\bar{1}11]$.

Исследования дислокационной структуры кристаллов $[001]$ и $[\bar{1}11]$ после наводороживания при $t = 2$ h и деформации $\varepsilon = 5\%$ при $T = 300$ К представлены на рис. 2. Видно, что насыщение водородом приводит к смене типа дислокационной структуры от ячеистой в кристаллах без водорода [3] к планарной с водородом, к смене механизма деформации от скольжения к двойникованию и к ориентационной зависимости механизма деформации. В „жесткой“ ориентации $[001]$ наблюдается планарная дислокационная структура из плоских скоплений нерасщепленных дислокаций, а в „мягкой“ ориентации $[\bar{1}11]$ — плоские скопления расщепленных дислокаций, дефекты упаковки (ДУ) и механическое двойникование. Аналогичная картина дислокационной структуры была получена при легировании монокристаллов этой стали азотом [3]. Оценка величины энергии дефекта упаковки γ_0 по методике тройных узлов дислокаций [5] показывает, что величина γ_0 при $T = 300$ К после наводороживания при $t = 2$ h равна 0.020 J/m².

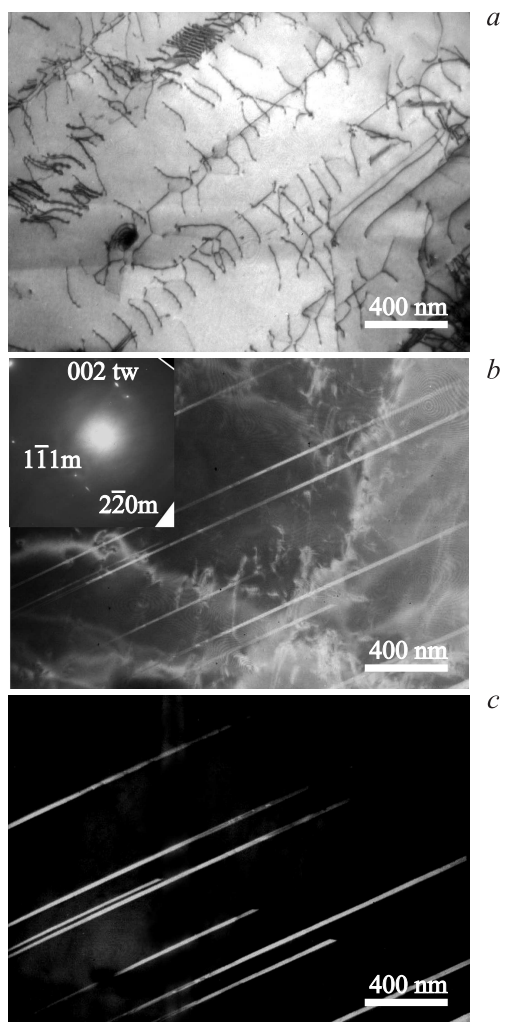


Рис. 2. Дислокационная структура монокристаллов аустенитной нержавеющей стали Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo (wt.%) при деформации растяжением $\varepsilon = 5\%$ при $T = 300$ К после насыщения водородом в течение времени $t = 2$ h: *a* — плоские скопления дислокаций в монокристаллах [001]; *b, c* — двойникование в монокристаллах $[\bar{1}11]$; *b* — светлое поле, *c* — темное поле в рефлексе двойника, ось зоны (110).

Итак, легирование водородом кристаллов АНС Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo приводит к понижению величины γ_0 от 0.065 до 0.020 J/m², к изменению типа дислокационной структуры от ячеистой к планарной, к появлению ориентационной зависимости τ_{cr} и величины расщепления полных дислокаций $a\langle 2110 \rangle$ на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$, к смене механизма деформации от скольжения к двойникованию. Различие $\Delta\tau_{cr} = \tau_{cr}^H[001] - \tau_{cr}^H[\bar{1}11]$ достигает максимальных значений при $T = 77$ К.

В ГЦК-кристаллах полная дислокация $a/2\langle 110 \rangle$, расщепленная на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$ с образованием ДУ вычитания между ними, изменяет свое расщепление d в зависимости от ориентации, уровня и знака внешних напряжений. Следовательно, изменяется эффективная энергия ДУ γ_{eff} [1,4]:

$$\gamma_{eff} = \gamma_0 \pm \frac{1}{2}(m_2 - m_1)\sigma b_1, \quad (1)$$

$$d = \frac{Gb_1^2}{8\pi\gamma_{eff}}. \quad (2)$$

Здесь γ_0 — равновесная величина энергии ДУ, которая зависит от температуры испытания и концентрации атомов внедрения [1]; σ — приложенные к кристаллу растягивающие напряжения; G — модуль сдвига ($G = 86$ ГПа при $T = 77$ К и $G = 80$ ГПа при $T = 300$ К [6]); b_1 — модуль вектора Бюргера частичной дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$; m_1 и m_2 — соответственно факторы Шмидта для ведущей b_1 дислокации Шокли, развертывающей при своем движении ДУ вычитания, и ведомой b_2 дислокации Шокли, восстанавливающей упаковку атомов в плоскости скольжения [4]. Результаты оценок γ_{eff} и d в зависимости от ориентации кристалла, насыщения водородом, уровня приложенных напряжений и температуры испытания, а также значения фактора $Q = 1/2(m_2 - m_1)$ приведены в таблице. Из таблицы и соотношений (1), (2) видно, что при растяжении в ориентации $[\bar{1}11]$ фактор $Q < 0$, $\gamma_{eff} > 0$ в состоянии без водорода, а при насыщении водородом $\gamma_{eff} < 0$ уже при $T = 300$ К. Это значит, что пластическая деформация будет осуществляться изолированными частичными дислокациями Шокли $a/6\langle 211 \rangle$ и, следовательно, будет приводить к интенсивному зарождению ДУ и к развитию двойникования. Слабую температурную зависимость $\tau_{cr}(T)$ при легировании водородом в кристаллах $[\bar{1}11]$,

Оценка величины расщепления d дислокаций $a/2\langle 110 \rangle$ на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$ и эффективной величины энергии дефекта упаковки γ_{eff} в монокристаллах аустенитной нержавеющей стали Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo (wt.%) в зависимости от величины равновесной энергии дефекта упаковки γ_0 , насыщения водородом, ориентации кристалла и уровня приложенных напряжений

Ориентация	T , К	t , h	$Q = \frac{m_2 - m_1}{2}$, [4]	σ , МПа	$d_0, 10^{-8}$ m	$d^*, 10^{-8}$ m	γ_0 , J/m ²	γ_{eff} , J/m ²
[001]	300	–	0.12	135	0.110	0.107	0.065	0.067
$\bar{1}11$			–0.08	200		0.115		0.062
[001]	77			305	0.187	0.167	0.041	0.046
$\bar{1}11$				460		0.22		0.035
[001]	300	2		160	0.358	0.312	0.020	0.023
$\bar{1}11$				200		0.407		–0.018
[001]	77	7		460		0.275		0.028
$\bar{1}11$				440		0.524		–0.015

* d_0 — равновесная величина расщепления полных дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$.

близкую к температурной зависимости модуля сдвига $G(T)$, можно рассматривать как косвенное доказательство развития двойникования в кристаллах этой ориентации с начала деформации [7]. Для ориентации [001], напротив, $Q > 0$ и $\gamma_{eff} > 0$. В результате в кристаллах [001] при насыщении водородом дислокации в поле приложенных напряжений уменьшают свое расщепление, и деформация будет осуществляться только скольжением. Экспериментальные наблюдения дислокационной структуры в кристаллах $\bar{1}11$ и [001] с водородом находятся в полном соответствии с теоретическими оценками [4]. Следовательно, ориентационная зависимость типа дислокационной структуры, обнаруженная в монокристаллах АНС Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo с водородом, определяет ориентационную зависимость τ_{cr} [1,3].

Дополнительно при анализе твердорастворного упрочнения водородом АНС, в отличие от упрочнения азотом, при $T = 300$ К необходимо учитывать высокую подвижность атомов водорода. Водород может диффундировать к ядру краевых дислокаций и в результате

экранировать упругое поле дислокаций. Это значит, что в наводороженных кристаллах сегрегация водорода на дислокации будет уменьшать линейное натяжение дислокации и напряжения ее зарождения источниками Франка–Рида [8]. Это будет способствовать развитию планарной структуры. В кристаллах [001] сочетание низкой γ_0 и твердорастворного упрочнения за счет насыщения водородом приводит к развитию планарной структуры, которая состоит из плоских скоплений дислокаций преимущественно в одной системе скольжения. При насыщении водородом число дислокаций в плоском скоплении $n = 30-35$ оказывается больше, чем при легировании азотом $n = 15-25$ при одной степени деформации $\varepsilon = 5\%$. Следовательно, водород при $T = 300$ К способствует усилению локализации скольжения в стали по сравнению с азотом. Все эти факторы, приводящие к локализации пластического течения при наводороживании кристаллов [001], ранее отмечались при исследовании физических причин водородного охрупчивания поликристаллов АНС [9].

В кристаллах $[\bar{1}11]$ АНС Fe–26%Cr–32%Ni–3%Mo впервые показано, что водород способствует смене механизма деформации от скольжения в этих кристаллах без водорода к двойникованию при $T = 300$ К при их насыщении водородом. Пластическое течение при развитии двойникования в наводороженных кристаллах протекает с высоким коэффициентом деформационного упрочнения $\Theta = d\sigma/d\varepsilon = 2700$ МПа, который оказывается близким при легировании кристаллов $[\bar{1}11]$ этой стали азотом: при $C_N = 0.5$ wt.% $\Theta = d\sigma/d\varepsilon = 2400$ МПа. При развитии двойникования в двух системах в монокристаллах АНС с азотом хрупкая трещина зарождается в местах пересечения двойников при $T \leq 300$ К [10]. Следовательно, развитие двойникования с ранних стадий деформации необходимо учитывать при разработке механизмов водородного охрупчивания в поликристаллах.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-92501 ИК и № 10-03-00154 и гранта CRDF RUE1-2983-TO-10.

Список литературы

- [1] Киреева И.В., Чумлякова Ю.И., Лузгина Н.В. // Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 93. № 4. С. 88–98.
- [2] Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. М.: Мир, 1969. 272 с.

- [3] Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Лузгинова Н.В. // Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 94. № 5. С. 92–104.
- [4] Copley S.M., Kear V.H. // Acta Met. 1968. V. 16. N 2. P. 231–237.
- [5] Хириш П., Хови Ф., Николсон Р., Уэлман М. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.
- [6] Bernes M.H.G., Grujicic M., Owen W.S. // Acta Met. 1987. V. 35. N 7. P. 1853–1862.
- [7] Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Ефименко С.П., Иванова О.В., Коротавев А.Д., Чепель Е.В. // Докл. Российской Академии наук. 1995. Т. 340. № 4. С. 486–489.
- [8] Robertson I.M. // Engineering Fracture Mechanics. 1999. V. 64. P. 649–673.
- [9] Birnbaum H.K. // MRS Bulletin. 2003. N 7. P. 479–485.
- [10] Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Захарова Е.Г., Лузгинова Н.В., Сехитоглу Х., Караман И. // Изв. вузов. Физика. 2002. № 3. С. 61–71.