

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ X17H13M3

© 2017

*А.С. Фортуна*, студент

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск (Россия)*

*В.А. Москвина*, магистрант, инженер

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск (Россия)*

*Институт физики прочности и материаловедения*

*Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)*

*Г.Г. Майер*, кандидат физико-математических наук, младший научный сотрудник

*Е.В. Мельников*, младший научный сотрудник

*Е.Г. Астафурова*, доктор физико-математических наук, доцент, ведущий научный сотрудник

*Институт физики прочности и материаловедения*

*Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)*

*Ключевые слова:* аустенитная сталь; наводороживание; механические свойства; разрушение.

*Аннотация:* Коррозионностойкие аустенитные стали имеют перспективу использования при изготовлении сосудов для хранения и транспортировки водорода. Несмотря на высокие коррозионные свойства, хромоникелевые стали склонны к водородному охрупчиванию. Особенно этот эффект проявляется в метастабильных сталях с низкой энергией дефекта упаковки, склонных к деформационным фазовым переходам, но он свойственен и стабильным сталям. С целью выявления влияния легирования водородом на механические свойства и характер разрушения промышленной стабильной аустенитной стали марки X17H13M3 был проведен эксперимент по одноосному статическому растяжению легированных водородом (электрохимически насыщенных в водном растворе серной кислоты) образцов стали при комнатной температуре. Микроструктуру боковых поверхностей и характер излома образцов изучали методом растровой электронной микроскопии. Результаты механических испытаний, особенности микрорельефа боковых поверхностей и поверхностей излома наводороженных образцов были сопоставлены с результатами аналогичных испытаний для образцов, не подвергавшихся насыщению водородом. Наводороживание не оказывает существенного влияния на механические свойства исследуемой стали, а также на стадийность пластического течения – значения условного предела текучести, временного сопротивления разрушению, удлинение и коэффициенты деформационного упрочнения остаются неизменными после наводороживания. Сохранение пластических свойств при наводороживании вызвано наличием двух конкурирующих процессов. С одной стороны, после электрохимической обработки на поверхности образцов формируется насыщенный водородом слой, который способствует растрескиванию поверхности стальных образцов с образованием хрупких трещин (способствует охрупчиванию). С другой стороны, легирование водородом способствует микролокализации сдвига в одной системе и, как следствие, усилению пластичности в центральной части образцов, где концентрация водорода меньше, чем на поверхности, и его перенос осуществляется на дефектах кристаллического строения в процессе растяжения (способствует пластификации).

### ВВЕДЕНИЕ

Водород является одним из экологически чистых источников энергии. Широкое его применение на данный момент, помимо вопросов получения водорода в промышленных масштабах, ограничено ввиду отсутствия необходимой инфраструктуры. Данная проблема обусловливается тем, что в среде водорода наблюдается охрупчивание – изменение характера разрушения материала, протекающее во многих металлических сплавах [1]. Таким образом, для развития водородной энергетики требуется разработка материалов, устойчивых к этому явлению. Последнее невозможно без детального выяснения механизмов водородного охрупчивания промышленных используемых конструкционных материалов.

Одними из наиболее распространенных сплавов, применяемых в промышленности, являются аустенитные нержавеющие стали. Изучаемая в данной работе сталь X17H13M3 (близкий состав со сталью 316L по стандарту AISI) является стабильной, т. е. при деформации при комнатной температуре в ней не происходят фазовые превращения, деформирование происходит путем скольжения и образования деформационных двойников [2–4]. Коррозионностойкие аустенитные стали

можно использовать для изготовления сосудов для хранения и транспортировки водорода, так как диффузия водорода в сталях с гранецентрированной кубической решеткой существенно ниже по сравнению с ферритными или мартенситными сталями [5–7]. Несмотря на то, что нержавеющие стали являются коррозионностойкими, они также подвержены охрупчиванию в среде водорода, которое особенно сильно проявляется в метастабильных сталях с низкой энергией дефекта упаковки [8]. D. Eliezer и др. высказали предположение, что процесс охрупчивания метастабильной аустенитной стали AISI 304 связан с образованием  $\alpha'$ -мартенсита [7]. Однако в работе [9] было убедительно показано, что охрупчивание может происходить и без участия мартенситной фазы в стабильных аустенитных сталях, а склонность к охрупчиванию в среде водорода также определяется характером дислокационной субструктуры [9; 10].

Влияние водорода на прочностные свойства отличается для различных материалов; для некоторых из них, в том числе для нержавеющих сталей AISI 310 и AISI 316, водород вызывает повышение предела текучести, понижение энергии дефекта упаковки, повышает склонность к планарному скольжению [11–17]. D.P. Abraham

и С.Ј. Altstetter показали, что воздействие водорода на аустенитную сталь AISI 310 повышает ее предел текучести, но не изменяет величину деформации до разрушения [11; 12]. На монокристаллах стали AISI 316 М. Коуама и др. установили, что легирование водородом понижает предел прочности, но не оказывает существенного влияния на предел текучести [13]. Р.Ј. Ferreira, I.M. Robertson и Н.К. Birnbaum пришли к заключению, что взаимодействие водорода с дислокациями в алюминии приводит к уменьшению склонности к поперечному скольжению, что усиливает планарность дислокационной структуры [14]. Н.К. Birnbaum [15] предположил, а I.M. Robertson [16] затем проверил экспериментально утверждение, что водород повышает подвижность дислокаций, вследствие чего увеличивается планарность дислокационной структуры, понижается коэффициент деформационного упрочнения и увеличивается локализация сдвига. Таким образом, необходимо детальное исследование взаимосвязи процессов водородного охрупчивания и механизмов взаимодействия дислокационной подсистемы с водородом.

Цель работы – выявление влияния легирования водородом на механические свойства и закономерности разрушения стабильной аустенитной нержавеющей стали X17H13M3.

#### МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала для исследования была выбрана нержавеющая сталь марки X17H13M3. Химический состав стали приведен в таблице 1. Исходные стальные заготовки были закалены в воду после часовой выдержки при температуре 1100 °С. После закалки сталь имела структуру аустенита со средним размером зерна 19 мкм без учета двойниковых границ.

*Таблица 1. Химический состав исследуемой стали марки X17H13M3*

Элемент	Содержание, мас. %
Fe	ост.
Cr	16,80
Ni	13,30
Mo	2,70
Mn	1,70
Si	0,60
C	0,01

В работе использовали плоские пропорциональные образцы в форме двойных лопаток со следующими размерами рабочей части: длина 9 мм, ширина 2,7 мм, толщина 0,5 мм. После механической шлифовки осуществляли электролитическую полировку образцов в пересыщенном растворе ангидрида хрома (CrO<sub>3</sub>) в ортофосфорной кислоте.

Наводороживание стальных образцов проводили в электролитической ячейке при комнатной температуре в течение 8 ч при плотности тока 50 мА/см<sup>2</sup>. Состав электролита: 1 N водный раствор серной кислоты (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) с добавлением тиомочевины (CS(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>).

Непосредственно после наводороживания до проведения механических испытаний образцы хранили в среде жидкого азота. Образцы подвергали одноосному статиче-

скому растяжению до разрыва с относительной начальной скоростью деформации  $1,1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  на универсальной испытательной машине LFM-125 (Walter+Bai AG, Швейцария). Истинные кривые напряжение – деформация получали из машинных кривых только для области однородной деформации.

Микроструктуру боковых поверхностей и характер излома исходных и наводороженных образцов изучали с помощью растрового электронного микроскопа VEGA3 TESCAN.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

На рис. 1 представлены зависимости напряжения от удлинения (инженерные координаты) и зависимости истинного напряжения от истинной деформации (истинные координаты) для образцов с водородом и без водорода. Анализ зависимостей на рис. 1 позволяет утверждать, что стадийность пластического течения стали X17H13M3 остается неизменной после наводороживания. В таблице 2 приведены механические характеристики образцов, определенные из анализа кривых течения, представленных на рис. 1 а и 1 б.

Образцы, независимо от обработки, характеризуются низким условным пределом текучести  $\sigma_{0,2}$ , при этом легирование водородом слабо влияет на величину  $\sigma_{0,2}$ . Значения общего относительного удлинения  $\delta$ , однородной деформации  $\epsilon_B$  и временного сопротивления разрушению (предел прочности  $\sigma_B$ ) близки по значению для исходных и наводороженных образцов (таблица 2).

На рис. 2 представлены зависимости коэффициентов деформационного упрочнения от относительной деформации (рис. 2 а) и от истинного напряжения (рис. 2 б). Коэффициент деформационного упрочнения образцов не изменяется при легировании водородом и непрерывно уменьшается вплоть до степени деформации  $\approx 0,45$ .

Анализ рис. 2 б позволяет говорить о том, что для обоих типов образцов не выполняется условие Консидера. Шейка на образцах образуется при значениях напряжения больших, чем значение коэффициента деформационного упрочнения  $d\sigma/d\epsilon < \sigma$ , что характерно для материалов с планарным скольжением, в которых образование шейки затруднено из-за подавления множественности сдвига [18].

На рис. 3 представлены изображения боковой поверхности разрушенных образцов стали X17H13M3 без наводороживания (рис. 3 а, 3 в) и после наводороживания (рис. 3 б, 3 г). В обоих случаях наблюдали следы пластической деформации внутри зерен и вытягивание зерен в направлении оси растяжения. Внутри зерен видны следы как множественного, так и одиночного сдвига, однако в наводороженном образце преобладает одиночный сдвиг.

Анализ электронно-микроскопических изображений, представленных на рис. 3 а и 3 в, позволяет судить о том, что поверхность исходных образцов без водорода гладкая, без трещин. Вблизи зоны разрушения наблюдается большое количество полос локализованной деформации, расположенных перпендикулярно оси растяжения образца. Такое поведение характерно для деформации аустенитных сталей, образование полос локализованной деформации часто сопровождается процессом образования шейки. А в наводороженных образцах формирования микрополос локализации вблизи зоны разрушения

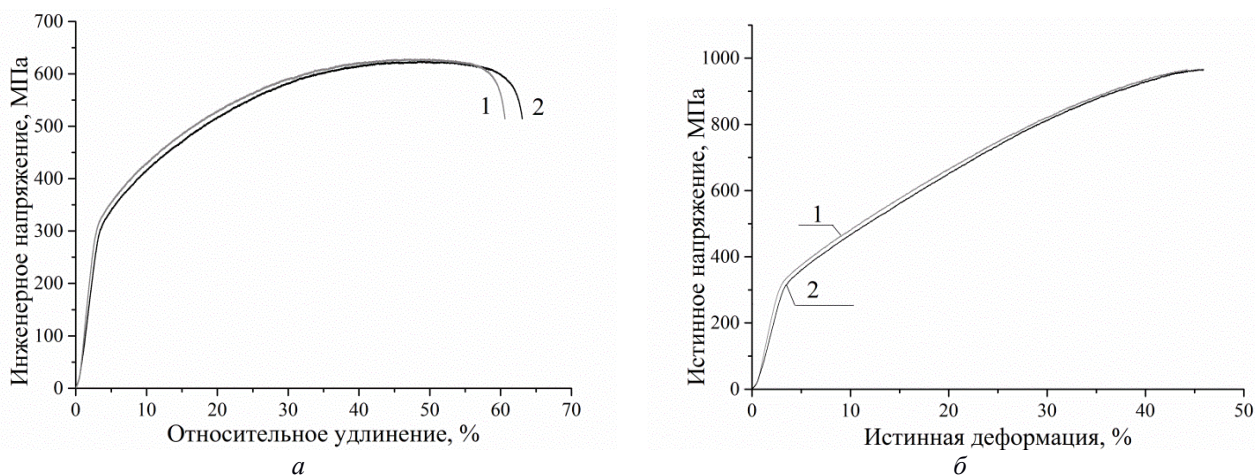


Рис. 1. Зависимость напряжения от удлинения (деформации) для образцов стали X17H13M3 с водородом (кривые 1) и без водорода (кривые 2): а – инженерные координаты; б – истинные координаты

Таблица 2. Механические свойства образцов стали X17H13M3 до и после наводороживания

Механические свойства	Исходный образец	Образец с водородом
Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	320±14	310±14
Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	970	970
Относительное удлинение $\delta$ , %	43	43
Однородная деформация $\epsilon_B$	0,38	0,37

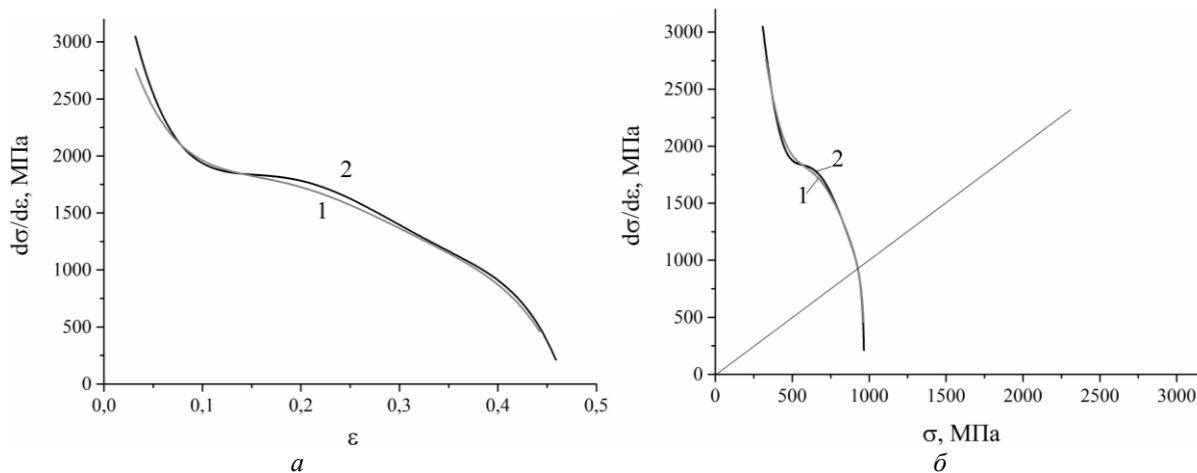
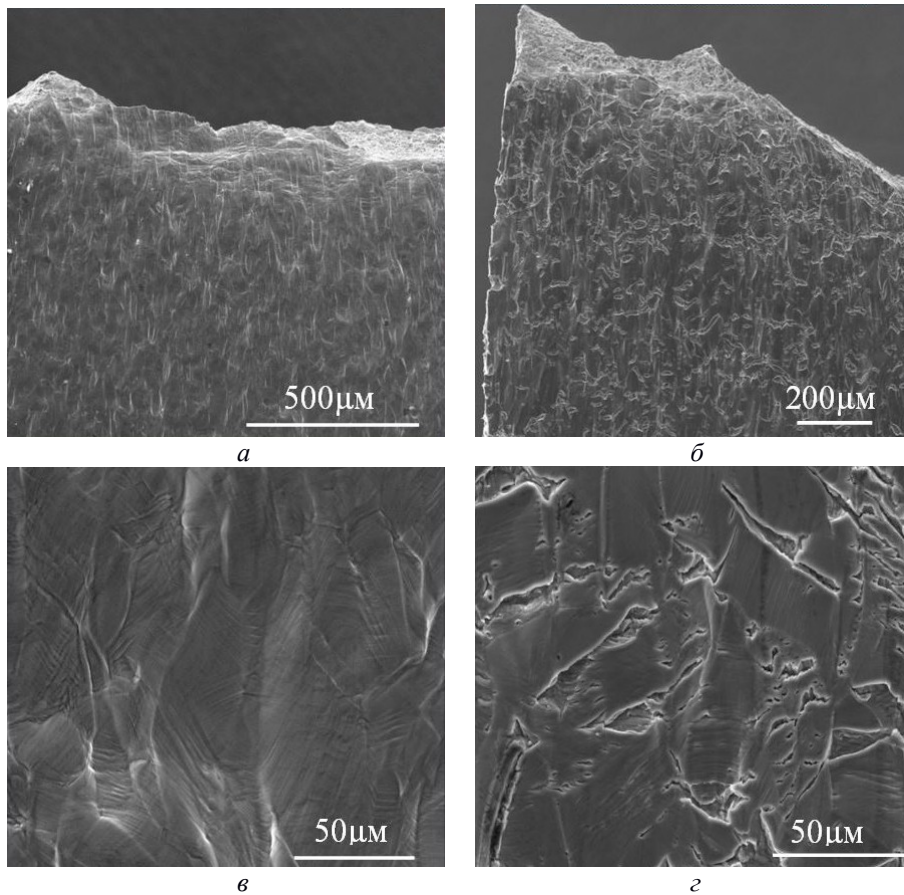


Рис. 2. Зависимость коэффициента деформационного упрочнения  $d\sigma/d\epsilon$  образцов стали X17H13M3 с водородом (кривые 1) и без водорода (кривые 2): а – от относительной деформации; б – от истинного напряжения

не наблюдали, и излом в образцах косой, в отличие от нормального в исходном образце.

Рис. 3 б показывает, что водород вызвал образование хрупких макро- и микроскопических трещин на поверхности образца. В наводороженных образцах микротрещины возникают как на границах зерен, так и в теле зерна. Возникновение трещин в теле зерна преобладает, при этом направление микротрещин в основном совпадает со следами скольжения (двойникования). Это указывает на тот факт, что образование таких трещин связано с влиянием водорода на механизм деформации стали и характеристики дислокационного скольжения (процессы микролокализации скольжения).

На рис. 4 представлены электронно-микроскопические изображения изломов для образцов, разрушенных после наводороживания и без предварительного легирования водородом. В исходном и наводороженном образцах после одноосного растяжения и разрушения образовалась шейка, но величина сужения в шейке для исходного образца существенно больше, чем в образце с водородом. В наводороженном образце площадь шейки составляет 51 % от площади поперечного сечения образца, в то время как в исходном – 39 % (рис. 4 в, 4 г), т. е. склонность к макроскопической локализации в наводороженном образце подавлена по сравнению с исходным образцом без водорода, что находится в соответствии с описанными выше



**Рис. 3.** Боковая поверхность разрушенных образцов стали X17H13M3: а, в – исходного образца; б, г – с водородом

закономерностями пластического течения образцов при одноосном растяжении.

На рис. 4 показано, что в исходных образцах (без наводороживания) наблюдается однородный вязкий транс-кристаллитный излом с образованием ямок и плоских фасеток со следами деформации. Однако в образце с водородом образуется поверхностный хрупкий слой толщиной в единицы микрометров ( $\approx 5$  мкм), в котором разрушение происходит по механизму квазискола с образованием подповерхностных вторичных микротрещин (отмечены на рис. 4 г стрелками). Характер излома центральной части наводороженного образца однородный ямочный транскристаллитный.

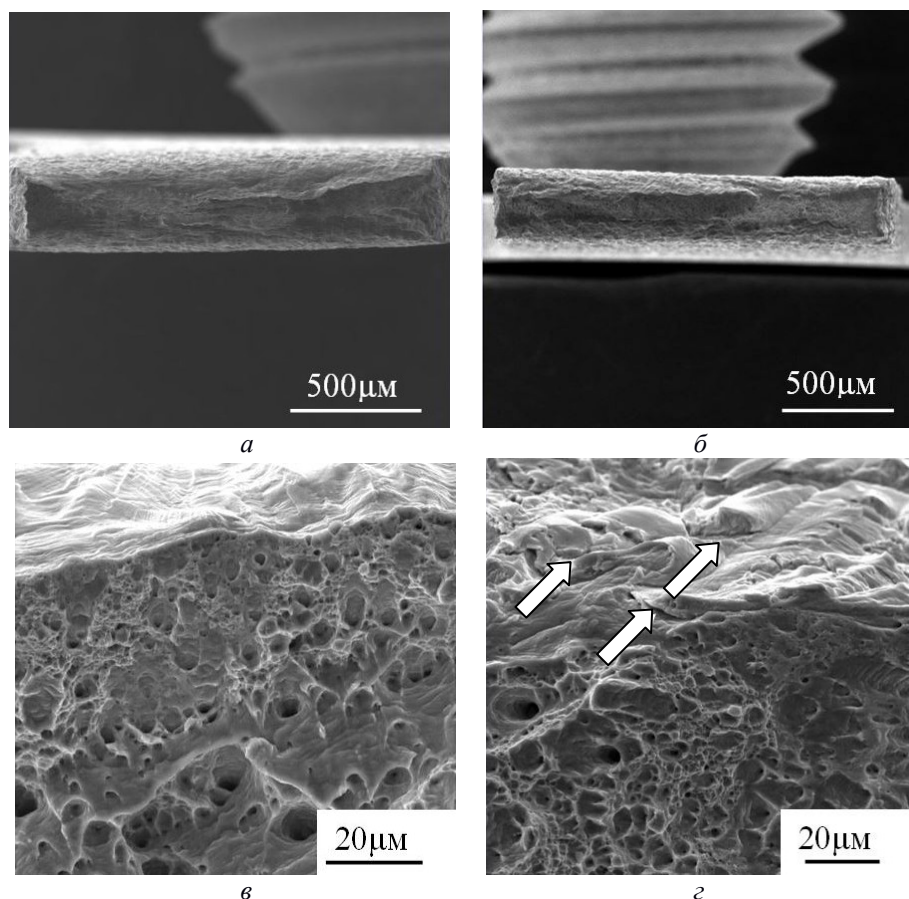
Анализ поверхностей разрушения наводороженных образцов позволяет говорить о формировании неоднородной (градиентной структуры) в таких образцах, при этом формирование хрупкой поверхностной «корочки» при легировании водородом не вызывает потери пластических свойств стали.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ зависимостей, полученных при механических испытаниях образцов методом одноосного статического растяжения, позволяет утверждать, что при наводороживании механические свойства изучаемой стали практически не изменились. Однородная деформация до разрушения аустенитной стали не зависит от концентрации в ней водорода, что также было показано авторами работы [11]. Экспериментально в настоящей работе не наблюда-

ли значимого повышения или снижения предела текучести, т. е. эффекты твердорастворного упрочнения малы в отличие от закономерностей, приведенных в работах [11; 17]. Однако в указанных работах авторы использовали очень тонкие образцы (100 и 30 мкм соответственно), а в [11] наводороживание производили таким образом, что концентрация водорода была одинакова во всем объеме образцов. В данной работе анализ поверхностей разрушения наводороженных образцов позволяет говорить о формировании неоднородной (градиентной) структуры в образцах. Таким образом, при электрохимическом легировании по выбранному нами режиму водород накапливается неоднородно – в основном у поверхности образцов, а его концентрация в объеме образца существенно ниже. В результате под действием водорода сформировалась хрупкая поверхностная «корочка», которая в целом не вызывает потери пластических свойств образца.

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что, несмотря на формирование таких градиентных состояний при электрохимическом насыщении образцов, наблюдается усиление планарности сдвига. Об этом свидетельствует отсутствие на наводороженном образце макрополос локализованной деформации вблизи поверхности разрушения и меньшее утонение в шейке наводороженного образца в сравнении с исходным, а также характер микрорельефа на поверхности деформированных образцов – в образце с водородом преобладает одиночный сдвиг, в то время как в исходном наблюдаются преимущественно следы множественного сдвига.



**Рис. 4.** Общий вид поверхностей излома образцов стали X17H13M3: а – исходного образца; б – с водородом; в – поверхностный слой исходного образца; г – поверхностный слой наводороженного образца. Стрелки указывают на «подповерхностные» вторичные трещины

Наличие внутризеренных микротрещин, расположенных на поверхности наводороженного образца, обусловлено двумя факторами. Водород, внедряясь в решетку, понижает ее энергию дефекта упаковки, что повышает склонность стали к деформированию двойникованием и способствует растрескиванию вдоль двойниковых границ [13]. Образование микротрещин на поверхности может быть также вызвано микролокализацией скольжения и растрескиванием вдоль полос локализованной деформации [19; 20].

Таким образом, можно говорить о наличии двух конкурирующих процессов: охрупчивании и пластификации стали X17H13M3 при легировании водородом. С одной стороны, градиентное распределение водорода в стальных образцах вызывает изменение механизма деформации на поверхности, а также формирует градиент напряжений, что приводит к уменьшению пластичности стали, формированию поверхностных трещин и изменению механизма разрушения стали на поверхности (от транскристаллитного вязкого к транскристаллитному хрупкому сколом). С другой стороны, водород способствует увеличению планарности дислокационной структуры, что приводит к увеличению пластичности. Одновременное их действие приводит к обнаруженному нами результату – пластические характеристики стали при наводороживании изменяются слабо.

## ВЫВОДЫ

Легирование водородом не изменяет стадийность пластического течения и механические свойства исследуемой стали. Водород вызывает формирование градиентного состояния в образцах – формируется хрупкая поверхностная зона, которая разрушается хрупко сколом, и вязкая матрица, для которой характерен вязкий ямочный излом. Усиление планарности сдвига при легировании водородом уравнивает процесс охрупчивания, в результате чего, несмотря на растрескивание поверхности, макроскопический характер разрушения стали не изменяется и не происходит потери пластичности исследуемой стали по сравнению с исходным состоянием без водорода.

*Авторы работы выражают благодарность профессору С.Н. Кулькову и А.Г. Бурлаченко за помощь в электронно-микроскопических исследованиях.*

*Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН) при поддержке Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы (проект Ш.23.2.6.).*

*Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.*

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies, Mechanisms, Modelling and Future Development. Vol. 1. The Problem, its Characterisation and Effects on Particular Alloy Classes. Sawston: Woodhead Publishing, 2012. 500 p.
- Bhadeshia H.K.D.H., Honeycombe R.W.K. Steels. Microstructure and properties. 3rd ed. Oxford: Elsevier, 2006. 360 p.
- Karaman I., Sehitoglu H., Maier H.J., Chumlyakov Y.I. Competing mechanisms and modeling of deformation in austenitic stainless steel single crystals with and without nitrogen // *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. № 19. P. 3919–3933.
- Feaugas X. On the origin of the tensile flow stress in the stainless steel AISI 316L at 300K: back stress and effective stress // *Acta Materialia*. 1999. Vol. 47. № 13. P. 3617–3632.
- Rozenak P., Zevin L., Eliezer D. Hydrogen effects on phase transformations in austenitic stainless steels // *Journal of Materials Science*. 1984. Vol. 19. № 2. P. 567–573.
- Rozenak P., Bergman R. X-ray phase analysis of martensitic transformations in austenitic stainless steels electrochemically charged with hydrogen // *Materials Science and Engineering A*. 2006. Vol. 437. № 2. P. 366–378.
- Eliezer D., Chakrapany D.G., Altstetter C.J., Pugh E.N. The influence of austenite stability on the hydrogen embrittlement and stress-corrosion cracking of stainless steel // *Metallurgical Transactions A*. 1979. Vol. 10. № 7. P. 935–941.
- Wang Y., Wang X., Gong J., Shen L., Dong W. Hydrogen embrittlement of cathodically hydrogen-precharged 304L austenitic stainless steel: Effect of plastic pre-strain // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2014. Vol. 39. № 25. P. 13909–13918.
- Michler T., San Marchi C., Naumann J., Weber S., Martin M. Hydrogen environment embrittlement of stable austenitic steels // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2012. Vol. 37. № 21. P. 16231–16246.
- Michler T., Naumann J., Hock M., Berreth K., Balogh M.P., Sattler E. Microstructural properties controlling hydrogen environment embrittlement of cold worked 316 type austenitic stainless steels // *Materials Science and Engineering A*. 2015. Vol. 628. P. 252–261.
- Abraham D.P., Altstetter C.J. The effect of hydrogen on the yield and flow stress of an austenitic stainless steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1995. Vol. 26. № 11. P. 2849–2858.
- Abraham D.P., Altstetter C.J. Hydrogen-enhanced localization of plasticity in an austenitic stainless steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1995. Vol. 26. № 11. P. 2859–2871.
- Koyama M., Akiyama E., Sawaguchi T., Ogawa K., Kireeva I.V., Chumlyakov Y.I., Tsuzaki K. Hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture in a single crystalline type 316 austenitic stainless steel // *Corrosion Science*. 2013. Vol. 75. P. 345–353.
- Ferreira P.J., Robertson I.M., Birnbaum H.K. Hydrogen effects on the character of dislocations in high-purity aluminium // *Acta Materialia*. 1999. Vol. 47. № 10. P. 2991–2998.
- Birnbaum H.K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture // *Materials Science and Engineering A*. 1994. Vol. 176. № 1-2. P. 191–202.
- Robertson I.M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics // *Engineering Fracture Mechanics*. 1999. Vol. 65. № 4. P. 649–673.
- Sugiyama S., Ohkubo H., Takenaka M., Ohsawa K., Ansari M.I., Tsukuda N., Kuramoto E. The effect of electrical hydrogen charging on the strength of 316 stainless steel // *Journal of Nuclear Materials*. 2000. Vol. 283-287. Part 2. P. 863–867.
- Бэкофен В. Процессы деформации. Москва: Металлургия, 1977. 288 с.
- Гаврилюк В.Г., Шиванюк В.Н. Взаимодействие водорода с конструкционными материалами на основе железа // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2008. № 6. С. 11–15.
- Chateau J.P., Delafosse D., Magnin T. Numerical simulations of hydrogen-dislocation interactions in fcc stainless steels. Part II: hydrogen effects on crack tip plasticity as a stress corrosion crack // *Acta Materialia*. 2002. Vol. 50. № 6. P. 1523–1538.

## REFERENCES

- Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies, Mechanisms, Modelling and Future Development*. Vol. 1. The Problem, its Characterisation and Effects on Particular Alloy Classes. Woodhead Publishing, 2012. 500 p.
- Bhadeshia H.K.D.H., Honeycombe R.W.K. *Steels. Microstructure and properties*. 3rd ed. Oxford, Elsevier, 2006. 360 p.
- Karaman I., Sehitoglu H., Maier H.J., Chumlyakov Y.I. Competing mechanisms and modeling of deformation in austenitic stainless steel single crystals with and without nitrogen. *Acta Materialia*, 2001, vol. 49, no. 19, pp. 3919–3933.
- Feaugas X. On the origin of the tensile flow stress in the stainless steel AISI 316L at 300K: back stress and effective stress. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, no. 13, pp. 3617–3632.
- Rozenak P., Zevin L., Eliezer D. Hydrogen effects on phase transformations in austenitic stainless steels. *Journal of Materials Science*, 1984, vol. 19, no. 2, pp. 567–573.
- Rozenak P., Bergman R. X-ray phase analysis of martensitic transformations in austenitic stainless steels electrochemically charged with hydrogen. *Materials Science and Engineering A*, 2006, vol. 437, no. 2, pp. 366–378.
- Eliezer D., Chakrapany D.G., Altstetter C.J., Pugh E.N. The influence of austenite stability on the hydrogen embrittlement and stress-corrosion cracking of stainless steel. *Metallurgical Transactions A*, 1979, vol. 10, no. 7, pp. 935–941.
- Wang Y., Wang X., Gong J., Shen L., Dong W. Hydrogen embrittlement of cathodically hydrogen-precharged 304L austenitic stainless steel: Effect of plastic pre-strain. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2014, vol. 39, no. 25, pp. 13909–13918.
- Michler T., San Marchi C., Naumann J., Weber S., Martin M. Hydrogen environment embrittlement of stable

- austenitic steels. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2012, vol. 37, no. 21, pp. 16231–16246.
10. Michler T., Naumann J., Hock M., Berreth K., Balogh M.P., Sattler E. Microstructural properties controlling hydrogen environment embrittlement of cold worked 316 type austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 2015, vol. 628, pp. 252–261.
  11. Abraham D.P., Altstetter C.J. The effect of hydrogen on the yield and flow stress of an austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, vol. 26, no. 11, pp. 2849–2858.
  12. Abraham D.P., Altstetter C.J. Hydrogen-enhanced localization of plasticity in an austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, vol. 26, no. 11, pp. 2859–2871.
  13. Koyama M., Akiyama E., Sawaguchi T., Ogawa K., Kireeva I.V., Chumlyakov Y.I., Tsuzaki K. Hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture in a single crystalline type 316 austenitic stainless steel. *Corrosion Science*, 2013, vol. 75, pp. 345–353.
  14. Ferreira P.J., Robertson I.M., Birnbaum H.K. Hydrogen effects on the character of dislocations in high-purity aluminium. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, no. 10, pp. 2991–2998.
  15. Birnbaum H.K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture. *Materials Science and Engineering A*, 1994, vol. 176, no. 1-2, pp. 191–202.
  16. Robertson I.M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics. *Engineering Fracture Mechanics*, 1999, vol. 65, no. 4, pp. 649–673.
  17. Sugiyama S., Ohkubo H., Takenaka M., Ohsawa K., Ansari M.I., Tsukuda N., Kuramoto E. The effect of electrical hydrogen charging on the strength of 316 stainless steel. *Journal of Nuclear Materials*, 2000, vol. 283-287, part 2, pp. 863–867.
  18. Backofen W. *Protsessy deformatsii* [Deformation processing]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 288 p.
  19. Gavriluk V.G., Shivanyuk V.N. Reaction of hydrogen with structural materials based on iron. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, no. 5-6, pp. 269–272.
  20. Chateau J.P., Delafosse D., Magnin T. Numerical simulations of hydrogen-dislocation interactions in fcc stainless steels. Part II: hydrogen effects on crack tip plasticity as a stress corrosion crack. *Acta Materialia*, 2002, vol. 50, no. 6, pp. 1523–1538.

#### THE INFLUENCE OF HYDROGEN CHARGING ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND FRACTURE MODE OF Cr17Ni13Mo3 AUSTENITIC STAINLESS STEEL

© 2017

*A.S. Fortuna*, student

*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)*

*V.A. Moskvina*, graduate student, engineer

*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)*

*Institute of Strength Physics and Materials Science*

*of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)*

*G.G. Maier*, PhD (Physics and Mathematics), junior researcher

*E.V. Melnikov*, junior researcher

*E.G. Astafurova*, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Associate Professor, leading researcher

*Institute of Strength Physics and Materials Science*

*of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)*

*Keywords:* austenitic steel; hydrogen charging; mechanical properties; fracture.

*Abstract:* The corrosion-resistant austenitic stainless steels have a prospect of practical use when producing the containers for hydrogen storage and transportation. Despite the high corrosive characteristics, the chromium-nickel steels have the propensity to hydrogen embrittlement. In particular, this effect is peculiar for steels with low stacking-fault energy, which have the tendency to strain-induced phase transformations. But hydrogen embrittlement is observed in stable steels as well. To determine the influence of hydrogen charging on mechanical properties and fracture mode of commercial stable austenitic Cr17Ni13Mo3 steel, the uniaxial static tensile tests have been conducted at room temperature using the hydrogen-charged (electrochemically saturated in the sulfuric acid aqua solution) specimens. The microstructure of the side surfaces and the fracture character were studied by scanning electron microscopy. The results of the mechanical tests, the microrelief of the side surfaces and fracture surfaces of hydrogen-charged specimens were compared with the results of the same tests for hydrogen-free specimens. Hydrogen-charging does not affect significantly the mechanical properties of steel under the study as well as the pattern of plastic flow. The values of yield offset, tensile strength at break, the elongation and the strain-hardening coefficient remain unchanged after the hydrogen charging. The retention of plastic properties under the hydrogen charging is caused by the presence of two competing processes. On the one hand, a hydrogen-saturated layer is developed on the side-surfaces of specimens after the electrochemical treatment, which leads to the brittle cracks formation on the surface (leads to the embrittlement). On the other hand, the hydrogen charging promotes the micro-localization of shear in one system, contributes to an increase in the planarity of the dislocation structure, and, as a consequence, raises the plasticity in the central part of the samples where the concentration of hydrogen is lower than on the side surfaces, and the hydrogen transfer is carried out by the crystal structure defects during the process of tension (leads to the plasticization).