

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.4

РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ НАСЫЩЕНИИ ВОДОРОДОМ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ

© 2022 г. В. А. Полянский^{а, *}, А. М. Полянский^б, Ю. А. Яковлев^а

^аИнститут проблем машиноведения РАН, Большой проспект В.О., д. 61, Санкт-Петербург, 199178 Россия

^бООО “НПК ЭПТ”, ул. Политехническая, д. 28, лит. А, пом. 20-Н, Санкт-Петербург, 195294 Россия

*e-mail: vapol@mail.ru

Поступила в редакцию 26.08.2022 г.

После доработки 21.10.2022 г.

Принята к публикации 24.10.2022 г.

Описаны результаты исследования объемного распределения водорода после разрушения металлических цилиндрических корсетных образцов под нагрузкой в коррозионной среде. Обнаружен скин-эффект насыщения водородом, аналогичный наблюдаемому при насыщении водородом свободных ненагруженных образцов. Полученные результаты позволяют объяснить влияние обработки поверхностного слоя металлических деталей на их стойкость к водородному растрескиванию и механические характеристики. В проведенных нами испытаниях разрушение образцов произошло за двести часов при нагрузке растягивающими усилиями на 20% меньше предела текучести. Это говорит о ключевом влиянии водородного скин-эффекта на прочность металлических деталей и узлов конструкций. Сделан краткий обзор результатов исследования поверхностных эффектов, сильно влияющих на механическую прочность металлов: хрупкость в жидких металлах, поверхностный эффект при пластической деформации. Сопоставление результатов показывает, что механизмы влияния поверхностных эффектов похожи и во многих случаях они возникают совместно.

Ключевые слова: водородная хрупкость, коррозия, разрушение металлов, испытания на коррозионную стойкость, испытания на прочность, скин-эффект, жидкометаллическое охрупчивание

DOI: 10.31857/S0015323022601167

ВВЕДЕНИЕ

Водородную хрупкость принято описывать как процесс, развивающийся в объеме металла [1]. Поверхностные эффекты сводятся к тому, что различают поверхностную и объемную сорбцию водорода [2]. Но в этом случае поверхность рассматривается как сверхтонкий слой металла, толщина которого составляет около 10 нм (десятки монослоев атомов). В ряде работ обосновывается, что на поверхности металла молекулярный водород диссоциирует на атомы и в атомарном виде транспортируется внутрь металла [3, 4].

Считается, что при объемной сорбции водорода работают механизмы диффузии и захвата в ловушки [5]. Перераспределению водорода также способствуют внешние механические нагрузки. В работах Горского [6, 7] было дано объяснение перераспределению диффундирующего в твердом теле вещества в области растягивающих напряжений (закон Горского для водорода). В большинстве современных моделей водородной хрупкости для описания транспорта водорода используют дифференциальные уравнения, которые включают за-

кон Горского, как часть химического потенциала в уравнениях диффузии [8, 9].

Так как водородная хрупкость в реальных условиях эксплуатации металлических деталей может развиваться в течение длительного времени (даже годами), большое практическое и научное значение при исследовании водородной хрупкости и тестировании металлов на стойкость к водородной хрупкости имеет метод искусственного насыщения водородом в водных растворах электролитов. Эту методику можно использовать с дополнительным приложением к испытываемому металлическому образцу отрицательного электрического потенциала (метод катодной поляризации). Следует специально отметить, что метод стандартизован для промышленного тестирования [10, 11] и является основным способом насыщения водородом при испытании металлов на стойкость к водородной хрупкости. Большинство из опубликованных в настоящее время результатов исследований водородной хрупкости получено именно после такого насыщения. Наконец, в процессе эксплуатации металлоконструкции часто взаимодействуют с водными растворами электролитов, что, по крайней мере, в течение

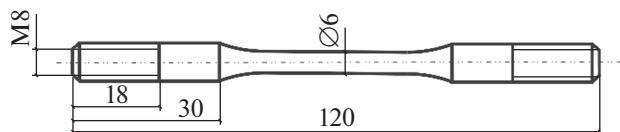


Рис. 1. Образец из стали 06X13H5M2Ф для испытаний.

примерно ста первых часов эксплуатации полностью эквивалентно стандартизованному насыщению водородом.

При насыщении металла водородом в коррозионных растворах без дополнительной механической нагрузки был обнаружен так называемый скин-эффект [12]. Этот эффект имеет поверхностную природу и заключается в том, что у некоторых сталей [12–14] и титановых сплавов [15, 16] практически весь водород, поглощенный металлом, концентрируется в поверхностном слое толщиной 50–100 мкм.

Насыщенный водородом слой формируется быстро по сравнению с характерными временами эксплуатации конструкций и рекомендованным стандартами характерным временем насыщения водородом. Минимальное время насыщения в приведенных выше исследованиях скин-эффекта составляло 16 ч. В течение длительного времени (сотни часов) при насыщении такой слой имеет одинаковой глубины. При этом экспериментально наблюдаются огромные градиенты концентраций водорода на границе скин-слоя (для массовых концентраций порядка 1–5 млн⁻¹/мкм), но толщина слоя практически не меняется.

В отличие от стандартизованных условий искусственного насыщения водородом, в реальных условиях эксплуатации металлы взаимодействуют с коррозионной средой, находясь под механической нагрузкой. Если нагрузка вызывает растягивающие напряжения, то согласно закону Горского, с точки зрения диффузии водорода создаются дополнительные условия для более интенсивного транспорта водорода внутрь металла. Эту разницу учитывают при промышленных испытаниях, например, в стандарте NACE TM0177 [17] описывается процедура испытаний корсетных металлических образцов под нагрузкой в коррозионной среде. Опыт проведения испытаний показывает, что под растягивающей нагрузкой коррозионные процессы идут более интенсивно. Этот момент, а также весь массив опубликованных данных и общепризнанные модели развития водородной хрупкости позволяют сделать вывод, что под рас-

тягивающей механической нагрузкой насыщение водородом будет происходить более равномерно, а механизм разрушения образцов при таком насыщении будет полностью соответствовать общепринятым механизмам водородной хрупкости [1]. Для проверки этого предположения были проведены испытания по насыщению водородом образцов при приложении внешней нагрузки. Главной целью является исследование влияния внешней растягивающей нагрузки на формирование скин-эффекта.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для испытаний были изготовлены цилиндрические корсетные образцы из прутка стали 06X13H5M2Ф, предел текучести 758 МПа (рис. 1). Химический состав стали приведен в табл. 1.

Коррозионные испытания проводили в соответствии со стандартом NACE TM0177 (испытания типа А) [17]. На цилиндрические части в конце образца герметично закрепляли емкость из органического стекла с испытательным раствором. Испытательный раствор состоял из 5.0 мас. % NaCl и 0.5 мас. % ледяной уксусной кислоты, растворенных в дистиллированной воде. Методом барбатирувания (продувания газа через сопла, расположенные внутри емкости с образованием потока пузырьков) раствор насыщается газообразным сероводородом до pH 2.8 с последующим поддержанием pH за счет барбатирувания сероводородом в диапазоне 3–4.

Образец имеет на одном конце правую резьбу, на другом левую. Он вкручивается вместе с емкостью в кольцевую пружину так, что в образце создаются растягивающие напряжения, величина которых составляет 0.8 от предела текучести $\sigma_{0.2}$. Деформацию образца контролировали по его удлинению под нагрузкой с помощью часового индикатора. Максимальное время выдержки согласно NACE TM0177 [17] составляло 720 ч, однако все три испытанных образца разрушились значительно раньше, через 148, 162 и 198 ч.

При разрушении помимо магистральной трещины, которая привела к разрыву образца на части, образовывались еще две-три крупные трещины в различных сечениях рабочей части образца. Изображение фрагмента рабочей части разрушенного образца с одной из таких трещин приведено на рис. 2.

Таблица 1. Химический состав стали 6X13H5M2Ф, вес. %

C	S	P	Mn	Cr	V	Si	Ni	Nb	Mo	Fe	Ce
0.04–0.07	≤0.02	≤0.02	≤0.03	13.0–13.5	0.05–0.15	≤0.03	5.0–5.5	0.05–0.15	5.0–5.5	Ост.	0.01–0.15



Рис. 2. Изображение фрагмента с трещиной рабочей части разрушенного в коррозионной среде образца.

Изображение поверхности излома образца приведено на рис. 3. Фрактограммы из периферийной (первичная трещина) и центральной части излома приведены на рис. 4 и 5.

Из рис. 2, 3 видно, что при разрушении под нагрузкой практически не образуется шейка, и зона хрупкого разрушения составляет более половины площади сечения образца. При этом хрупкая трещина опоясывает снаружи зону пластичного разрушения. Следовательно, происходит хрупкое разрушение образцов под растягивающей нагрузкой ниже предела текучести в коррозионной среде, которое согласно установившемуся мнению должно сопровождаться насыщением металла водородом.

Были проведены измерения распределения концентрации водорода в образцах. Измерения производили методом высокотемпературной вакуум-экстракции с помощью анализатора водорода АВ-1. Из рабочей части каждого из разрушенных при испытаниях образцов были вырезаны по шесть мелких образцов высотой 4–5 мм. Схема нарезки показана на рис. 6.

Нарезку производили на воздухе ручной пилой с тем, чтобы не допустить перегрева образцов выше 40–50°C. Скорость нарезки подбирали опытным путем. Восемь образцов для измерения концентрации водорода включали поверхности разрушения. Шесть – поверхность излома и еще два – трещины. Образцы без трещин были разделены на две партии. В первой партии поверхности, соприкасавшиеся с коррозионным раствором, были отшлифованы на глубину 100 мкм. Затем все образцы были загружены в вакуумную экстракционную систему анализатора водорода АВ-1. Так как в вакууме возможна значительная

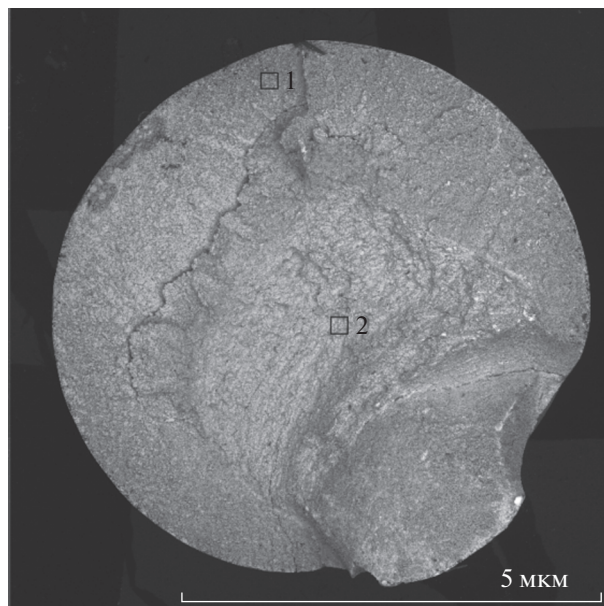


Рис. 3. Излом разрушенного в коррозионной среде образца с указанием точек построения фрактограмм.

экстракция диффузионно-подвижного водорода, измерения производили по методу “через один”, когда за образцом со шлифованными поверхностями следовал необработанный образец. Результаты измерений концентрации водорода приведены на рис. 7.

Результаты измерений показывают, что имеется разница между концентрацией водорода внутри металла и в тонком поверхностном слое, которая составляет около 40 раз. Нешлифованные образцы с поверхностным слоем, контактировавшим с коррозионной средой, имеют среднюю концентрацию водорода примерно вдвое выше, чем у шлифованных. При этом наблюдается тенденция к убыванию концентрации в поверхностном слое при выдержке образцов в вакууме в “очереди” на измерения от первого до 18-го (примерно 20 ч).

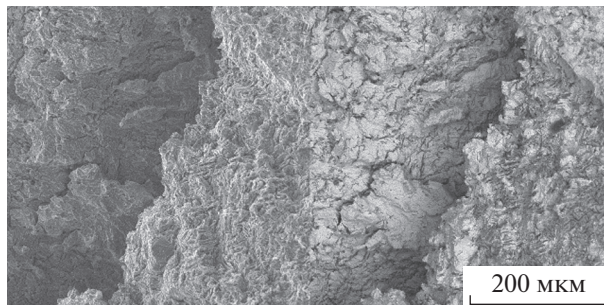


Рис. 4. Фрактограмма поверхности излома (точка 1 рис. 3) разрушенного в коррозионной среде образца.

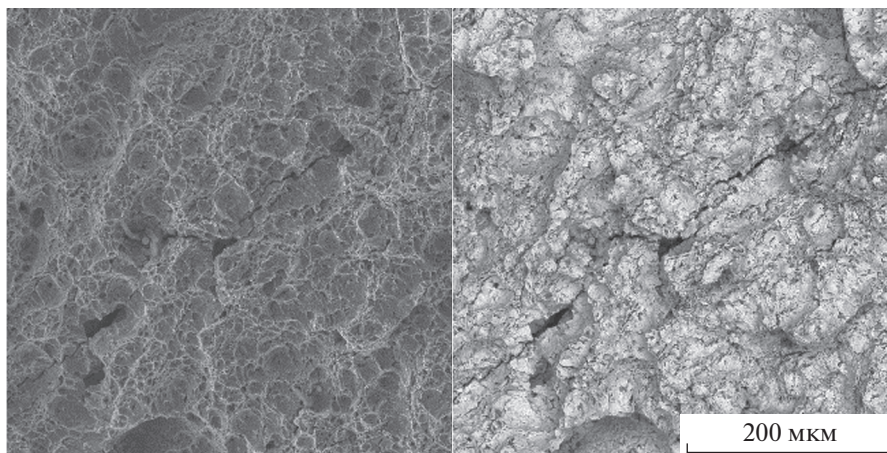


Рис. 5. Фрактограмма поверхности излома (точка 2 рис. 3) разрушенного в коррозионной среде образца.

Большой разброс и недостаточная точность в определении глубины шлифовки, которую измеряли с точностью 0.05 мм, не позволили точно определить концентрацию водорода в поверхностном слое. Грубая оценка показывает, что она составляла при загрузке образцов примерно 30 млн^{-1} (концентрация водорода внутри образца – около 0.5 млн^{-1}).

Таким образом, при растяжении корсетных цилиндрических образцов из стали 6Х13Н5М2Ф в коррозионной среде наблюдается такой же скин-эффект, как и при насыщении образцов водородом в растворах электролитов (результаты для конкретных сплавов приведены в [12–16]).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В описанном выше случае морфология поверхности разрушения образцов была неоднородной (см. рис. 3): к хрупкому разрушению можно отнести только область, где росла внешняя трещина, имеющую значительную площадь. Как правило, наличие таких трещин связывают с водородным охрупчиванием и предполагают, что металл в зоне хрупкого развития трещины насыщен водородом. Более того, наиболее популярный современный подход к описанию механизмов влияния водорода на разрушение и развитие трещин в металлах предполагает, что при взаимодействии с агрессивной внешней средой трещина развивается по хрупкому механизму в зоне очень больших концентраций водорода (механизм ин-



Рис. 6. Схема нарезки образцов (заштрихованные части) для измерений концентрации водорода.

дуцированной водородом декогезии HEDE), а в зоне с чуть меньшими, но все равно повышенными концентрациями водорода трещина развивается по вязкому механизму водородного размягчения (механизм индуцированной водородом локализованной пластичности HELP) [18–21].

Скин-эффект позволяет объяснить эффект смены характера разрушения металлических образцов с использованием только одного декогезионного механизма HEDE при наличии превышения концентрации водорода над фоновой [22]. Конечноэлементный расчет в модели хрупкого разрушения HEDE показывает, что при толщине насыщенного водородом слоя 50 мкм ширина зоны хрупкого разрушения увеличивается при уменьшении скорости деформации и достигает размера порядка одного миллиметра.

Полученный результат имеет важное значение для физики прочности и пластичности, так как



Рис. 7. Диаграмма результатов измерения концентрации водорода в малых образцах.

оказывается, что характер разрушения образца является результатом влияния поверхностного слоя.

Можно назвать ряд эффектов, которые имеют ярко выраженную поверхностную природу и вместе с тем существенным образом влияют на механические свойства материала [23]. Наиболее известный эффект по влиянию поверхности металла на предел текучести и различные стадии деформационного упрочнения [23]. В начале 20 в. заметили, что остаточные напряжения, возникающие при пластической деформации металлических образцов, полностью исчезают после химического и электрохимического травления поверхностного слоя [24, 25]. В работе [26] приведены экспериментальные данные о том, что начало пластического течения связано с пластической деформацией поверхностных слоев кристалла. Исследования, обзор которых приведен в [23], показывают, что поверхностный эффект при пластической деформации имеет глубину порядка 10–50 мкм и наблюдается как в поликристаллических, так и в монокристаллических образцах металлов. Механическое или химическое удаление слоя такой толщины с поверхности образцов снимает остаточные напряжения и упрочнение, произошедшее в результате пластической деформации, что позволяет приравнивать такое удаление к действию отжига.

С точки зрения физической механики материалов, мы имеем критическое влияние слоя с очень малым относительным объемом на деформации и напряжения в массивных металлических образцах, которое начинается сразу за пределами чистых упругих деформаций (по оценкам не превышающих 0.2%). Для объяснения механизма такого влияния используются различные подходы, начиная от дислокационных и заканчивая квантово-механическими моделями [27]. Вместе с тем при инженерных расчетах на прочность при проектировании конструкций такие модели не используют ввиду их сложности. Поэтому, несмотря на многодесятилетнюю историю исследований влияния поверхностного слоя на прочность материала, в большинстве моделей механики сплошной среды предполагается равномерная по объему металла пластическая деформация. Для этой деформации задают полученные экспериментально или путем моделирования эффективные зависимости напряжений от деформаций [28, 29]. Различные масштабные уровни структуры металла: нано, микро, мезо опосредованно учитываются в этих зависимостях. Но в пределах каждого уровня рассматривают однородные деформации, вплоть до макроскопического масштаба, где используются усредненные эффективные свойства материала [30].

К поверхностному эффекту можно отнести и жидкометаллическое охрупчивание металлов [31–33]. Этот эффект связывают с понижением поверхностной энергии за счет смачивания поверхности образца, но в ряде работ показано, что механизм хрупкого разрушения связан с проникновением жидкого металла внутрь микротрещин на поверхности за счет сил поверхностного натяжения. Глубина таких трещин составляет те же 10–50 мкм [34–36]. Важной чертой жидкометаллической хрупкости является критическое влияние малого объема в поверхностном слое металла на механические свойства массивных образцов и характер их разрушения. При этом смачивание поверхности образцов жидким металлом приводит не к размягчению более тугоплавкого металла, за счет снижения энергии поверхностных сил, а напротив, к его хрупкому разрушению под нагрузкой.

Специфическое, по отношению к объему, строение поверхностного слоя, возникающего при пластической деформации, можно обнаружить с помощью акустических методов. При акустической тензометрии методом акустоупругости пластические деформации вызывают очень сильные изменения акустической анизотропии. Акустическая анизотропия даже при небольших пластических деформациях может увеличиваться в десятки раз по сравнению с максимальными значениями в области упругих деформаций [37]. Классическая теория акустоупругости базируется на модели нелинейно упругого материала Мурнано [37]. Резкий скачок анизотропии описывается на основании гипотезы об однородной пластической деформации. Несмотря на это, для алюминия и стали 14ХГНДц методом сошлифовывания слоев было показано, что толщина слоя, влияющего на акустическую анизотропию при пластической деформации, составляет порядка 100–500 мкм [38]. В работе [39] в модели накопления поврежденности в поверхностном слое при пластической деформации дано теоретическое обоснование для акустического метода исследования объемного распределения поврежденности. Имеющиеся данные позволяют сделать вывод о том, что вышеперечисленные поверхностные эффекты либо связаны похожими проявлениями, либо могут наблюдаться вместе.

В работе [40] отмечено, что с точки зрения фрактографии, между водородной хрупкостью и жидкометаллическим охрупчиванием металла существует сходство. В работе [41], где измеряли и вычисляли концентрации водорода в стали с цинковым покрытием и в самом покрытии, констатируется, что водород присутствует в цинковом покрытии и практически не обнаруживается в стали под ним. В работе [42] на основании исследования оцинкованных стальных образцов сделано предположение, что водород инициирует тре-

щины, а жидкий металл приводит к их распространению.

В работах [32, 44] показано, что после пластической деформации плоских корсетных образцов толщиной 15–17 мм из алюминиевого сплава АМц, распределение акустической анизотропии по поверхности рабочей части образца полностью повторяет распределение средней концентрации водорода, которую измеряли методом высокотемпературной вакуум-экстракции, и распределение нормы пластической деформации, которую оценивали по толщине образца. В работе [45] на примере таких же плоских корсетных образцов из АМц показано, что после пластической деформации образцов в распределении водорода наблюдается поверхностный эффект, аналогичный скин-эффекту при насыщении металлических образцов водородом. При этом концентрация водорода в поверхностном слое коррелирована с нормой пластической деформации и с величиной акустической анизотропии.

В работах [46, 47] на основании прямых измерений распределения концентрации водорода показано, что обработка поверхности плоских стальных образцов толщиной 6–8 мм с помощью ультразвукового ударника (*short peening*) приводит к четырехкратному уменьшению концентрации диффузно-подвижного водорода в обработанной части образцов. В работе [48] установлено, что ультразвуковая обработка алюминиевого сплава 7075-T6 имеет глубину модификации свойств сплава около 100 мкм и приводит к четырех- пятикратному снижению индекса чувствительности к водородной хрупкости. Этот индекс устанавливали путем сравнительного испытания на растяжение корсетных образцов в среде сухого азота и газообразного водорода по остаточной деформации образцов после разрушения. Аналогичный результат для корсетных образцов и при насыщении их водородом в растворе электролита получен для сталей в работах [49, 50].

Перечисленные выше данные позволяют говорить о ключевом влиянии поверхностного слоя на разрушение металлических образцов и конструкций под нагрузкой в коррозионных средах. Деграция этого слоя, вызванная скин-эффектом насыщения водородом, инициирует образование трещин, которые стартуют на поверхности и растут на глубину порядка миллиметра по механизму хрупкого разрушения, а затем начинают развиваться по вязкому механизму.

Предварительная деформация поверхностного слоя позволяет одновременно уменьшить концентрацию водорода и увеличить усталостную прочность и коррозионную стойкость металла. Это подчеркивает не только связь между собой этих эффектов, но и наличие единого механизма влияния поверхностного слоя на прочность ме-

таллических конструкций и разрушение металлов в различных средах.

Многие исследователи считают доказательством равномерного насыщения водородом факт образования при механическом растяжении хрупкой инициирующей трещины во внутренней центральной части металлического образца [51–53]. Однако такие, не связанные с внешней поверхностью образца, трещины могут образовываться в результате наличия дефектов, как, например, тангенциальные или фрекальные трещины в стенках газопроводов. Поэтому вопрос условий образования и влияния водородного скин-эффекта требует дополнительных исследований.

Полученные экспериментальные результаты дополняют список металлов и сплавов, в которых наблюдается скин-эффект. По нашему мнению, его наличие можно установить только прямыми измерениями распределения концентрации водорода.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Экспериментальные исследования образцов из нержавеющей стали 6Х13Н5М2Ф, разрушенных при выдержке в коррозионной среде под нагрузкой показывают, что наблюдается водородный скин-эффект, который проявляется как в объемном распределении концентрации водорода в разрушенных образцах, так и в смене моды разрушения с хрупкой на вязкую при движении трещины вглубь образца.

Сопоставление результатов исследований влияния поверхностных эффектов на механические свойства металлов показывает, что водородный скин-эффект, жидкометаллическое охрупчивание и поверхностный эффект при пластической деформации оказывают схожее влияние на разрушение металлов и часто возникают совместно под нагрузкой. Скин-эффект можно использовать для повышения прочностных свойств металлов и сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. Итоги науки и техники. Серия “Металловедение и термическая обработка”. 1989. 221 с.
2. Нечаев Ю.С. О природе, кинетике и предельных значениях сорбции водорода углеродными наноструктурами // Успехи физ. наук. 2006. Т. 176. № 6. С. 581–610.
3. Hirth J.P. Effects of hydrogen on the properties of iron and steel // *Metal. Trans. A*. 1980. V. 11(6). P. 861–890.
4. Gibala R., Kumnick A.J. Hydrogen Trapping in Iron // *Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking: A Troiano Festschrift* editors: Troiano A.R, Gibala R., Hehemann R.F. 1984. 324 p.

5. *McNabb A.C., Foste, K.* A new analysis of the diffusion of hydrogen in iron and ferrite // *Trans. Metal. Soc.* 1963. V. 227. P. 618–627.
6. *Gorsky W.* Theorie der ordnungsprozesse und der diffusion in mischkristallen von CuAu // *Sow. Phys.* 1935. V. 8. P. 443–456.
7. *Gorsky W.* Theorie der elastischen nachwirkung in ungeordneten mischkristallen (elastische nachwirkung zweiter art. // *Sow. Phys.* 1935. V. 8. P. 457–471.
8. *Taha A., Sofronis P.* A micromechanics approach to the study of hydrogen transport and embrittlement // *Eng. Fracture Mechanics.* 2001. V. 68(6). P. 803–837.
9. *Sofronis P., Liang Y., Aravas N.* Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys // *Europ. J. Mech.-A/Solids.* 2001. V. 20(6). P. 857–872.
10. ISO 17081:2014 Method of measurement of hydrogen permeation and determination of hydrogen uptake and transport in metals by an electrochemical technique, Publication date: 2014-06. 19 p.
11. ANSI/NACE TM0284-2016, Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen-Induced Cracking ISBN: 1-57590-163-3. Publication Date: 2016, 36 p.
12. *Polyanskiy V.A., Belyaev A.K., Alekseeva E.L., Polyanskiy A.M., Tretyakov D.A., Yakovlev Y.A.* Phenomenon of skin effect in metals due to hydrogen absorption // *Cont. Mech. Thermodyn.* 2019. V. 31(6). P. 1961–1975.
13. *Полянский В.А., Беляев А.К., Полянский А.М., Третьяков Д.А., Яковлев Ю.А.* Водородная хрупкость как результат поверхностных явлений при деформации металлов // *Физ. мезомеханика.* 2022. Т. 25. № 3. С. 27–37.
14. *Duport M., Oudriss A., Savall C., Renaud A., Labrugère-Sarroste C., Feaugas X.* On the implication of mobile hydrogen content on the surface reactivity of an austenitic stainless steel // *Electrochim. Acta.* 2022. V. 403. P. 139684:1–13. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2021.139684>
15. *Martinsson Å., Sandström R.* Hydrogen depth profile in phosphorus-doped, oxygen-free copper after cathodic charging // *J. Mater. Sci.* 2012. V. 47(19). P. 6768–6776. <https://doi.org/10.1007/s10853-012-6592-y>
16. *Wu R., Ahlström J., Magnusson H., Frisk K., Martinsson A., Kimab S.* Charging, Degassing and Distribution of Hydrogen in Cast Iron. Stockholm: Svensk Kärnbränslehantering AB, 2015.
17. ANSI/NACE TM0177-2016, Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H2S Environments ISBN 1-57590-036-X Publication Date: 2016, 77 p.
18. *Djukic M.B., Zeravcic V.S., Bakic G.M., Sedmak A., Rajicic B.* Hydrogen damage of steels: A case study and hydrogen embrittlement model // *Engineering Failure Analysis.* 2015. V. 58. P. 485–498.
19. *Djukic M.B., Zeravcic V.S., Bakic G.M., Sedmak A., Rajicic B.* Hydrogen embrittlement of low carbon structural steel // *Proc. Mater. Sci.* 2014. V. 3. P. 1167–1172. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.06.190>
20. *Djukic M.B., Zeravcic V.S., Bakic G.M., Sedmak A., Rajicic B.* The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: Localized plasticity and decohesion. // *Engineering Fracture Mechanics.* 2019. V. 216. P. 106528. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.106528>
21. *Djukic M.B., Zeravcic V.S., Bakic G.M., Sedmak A., Rajicic B.* Hydrogen Embrittlement of Industrial Components: Prediction, Prevention, and Models // *Corrosion.* 2016. V. 72(7). P. 943–961. <https://doi.org/10.5006/1958>
22. *Полянский В.А., Беляев А.К., Седова Ю.С., Яковлев Ю.А.* Мезоэффект двойственного механизма индуцированного водородом растрескивания // *Физ. мезомеханика.* 2022. Т. 25. № 3. С. 98–112.
23. *Алехин В.П.* Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука, 1983. 280 с.
24. *Wassermann G.* Quenching Stresses // *Mitt. KW Inst. Eisenforschung.* 1935. V. 17. P. 167–174.
25. *Pearson W.B.* A handbook of lattice spacings and structures of metals and alloys: International series of monographs on metal physics and physical metallurgy, V. 1. Pergamon Press. 1958.
26. *Краснов В.М., Степанов А.В.* Исследование зародышей разрушения оптическим методом // *ЖЭТФ.* 1952. Т. 23. № 2. С. 199–203.
27. *Solid State Surface Science*, ed. *M. Green*, V. 1. Marcel Dekker, N.Y. 1969.
28. *Трусов П.В., Останина Т.В., Швейкин А.И.* Эволюция зеренной структуры металлов и сплавов при интенсивном пластическом деформировании: континуальные модели // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика.* 2022. № 1. С. 123–155.
29. *Trusov P.V., Shveykin A.I., Kondratyev N.S., Yants A.Y.* Multilevel models in physical mesomechanics of metals and alloys: results and prospects // *Physical Mesomechanics.* 2021. Т. 24. № 4. С. 391–417.
30. *Horstemeyer M.F., Bammann D.J.* Historical review of internal state variable theory for inelasticity // *Int. J. Plasticity.* 2010. V. 26. P. 1310–1334. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.06.005>
31. *Nicholas M.G., Old C.F.* Liquid metal embrittlement // *J. Mater. Sci.* 1979. V. 14(1). P. 1–18.
32. *Kolman D.G.* A review of recent advances in the understanding of liquid metal embrittlement // *Corrosion.* 2019. V. 75(1). P. 42–57.
33. *Norkett J.E., Dickey M.D., Miller V.M.* A review of liquid metal embrittlement: cracking open the disparate mechanisms // *Metal. Mater. Trans. A.* 2021. V. 52(6). P. 2158–2172.
34. *Lee H., Jo M.C., Sohn S.S., Kim S.H., Song T., Kim S.K., Lee S.* Microstructural evolution of liquid metal embrittlement in resistance-spot-welded galvanized Twinning-Induced Plasticity (TWIP) steel sheets // *Mater. Characterization.* 2019. V. 147. P. 233–241.
35. *Bhattacharya D., Cho L., Van der Aa E., Ghassemi-Armani H., Pichler A., Findley K.O., Speer J.G.* Transgranular cracking in a liquid Zn embrittled high strength steel // *Scripta Mater.* 2020. V. 175. P. 49–54.
36. *Norkett J.E., Dickey M.D., Miller V.M.* A review of liquid metal embrittlement: cracking open the disparate

- mechanisms // *Metal. Mater. Trans. A*. 2021. V. 52(6). P. 2158–2172.
37. *Hirao M., Pao Y.H.* Dependence of acoustoelastic birefringence on plastic strains in a beam // *The J. Acoustical society of America*. 1985. V. 77(5). P. 1659–1664.
 38. Патент № 2648309 С1 Российская Федерация, МПК G01N 29/07. Способ определения вклада пластической деформации в величину акустической анизотропии при измерении в деталях машин и элементах конструкции: № 2016151104: заявл. 23.12.2016: опубл. 23.03.2018 / В.А. Полянский, А.И. Грищенко, А.К. Беляев [и др.]; заявитель Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем машиноведения Российской академии наук (ИПМаш РАН). EDN SBSCFJ.
 39. *Семенов А.С., Полянский В.А., Штукун Л.В., Третьяков Д.А.* Влияние поврежденности поверхностного слоя на акустическую анизотропию // *Прикладная механика и техническая физика*. 2018. Т. 59. № 6. С. 201–210.
 40. *Auger T., Vogt J.B., Serre I.P.* Liquid Metal Embrittlement // *Mechanics–Microstructure–Corrosion Coupling*. Elsevier, 2019. P. 507–534.
 41. *Carpio J., Casado J.A., Álvarez J.A., Méndez D., Gutiérrez–Solana F.* Stress corrosion cracking of structural steels immersed in hot-dip aluminizing baths // *Eng. Fail. Anal.* 2010. V. 17(1). P. 19–27.
 42. *Mraz L., Lesay J.* Problems with reliability and safety of hot dip galvanized steel structures // *Soldagem Insp. São Paulo*. 2009. V. 14(2). P. 184–190.
 43. *Tretyakov D., Belyaev A., Polyanskiy V., Stepanov A., Yakovlev, Y.* Correlation of acoustoelasticity with hydrogen saturation during destruction // *E3S Web of Conferences*. EDP Sciences, 2019. V. 121. P. 01016.
 44. *Belyaev A.K., Grishchenko A.I., Polyanskiy V.A., Semenov A.S., Tretyakov D.A., Shtukin L.V., Arseniev D.G., Yakovlev Y.A.* Acoustic anisotropy and dissolved hydrogen as an indicator of waves of plastic deformation / 2017 Days on Diffraction (DD) // *IEEE*. 2017. P. 39–44.
 45. *Belyaev A.K., Polyanskiy V.A., Yakovlev Y.A., Mansyrev D.E., Polyanskiy A.M.* Surface effect of the waves of plastic deformation and hydrogen distribution in metals / 2017 Days on Diffraction (DD) // *IEEE*. 2017. P. 45–50.
 46. *Yakovlev Y.A., Zumberov P.A.* Protection of materials from hydrogen accumulation // *E3S Web of Conferences*. EDP Sciences, 2019. V. 121. P. 02014.
 47. *Polyanskiy V.A., Belyaev A.K., Arseniev D.G., Yakovlev Y.A., Polyanskiy A.M., Stoschka M.* Measurement of dissolved hydrogen distributions after ultrasonic peening of heat-affected zone of welded joint // *AIP Conference Proceedings*. AIP Publishing LLC. 2016. V. 1785(1). P. 030022.
 48. *Safyari M., Moshtaghi M.* Role of ultrasonic shot peening in environmental hydrogen embrittlement behavior of 7075-T6 Alloy // *Hydrogen*. 2021. V. 2(3). P. 377–385.
 49. *Kawamori M., Urushihara W., Yabu S.* Improved hydrogen embrittlement resistance of steel by shot peening and subsequent low-temperature annealing // *ISIJ International*. 2021. V. 61(4). P. 1159–1169.
 50. *Li X.F., Zhang J., Ma M.M., Song X.L.* Effect of shot peening on hydrogen embrittlement of high strength steel // *Intern. J. Minerals, Metal. Mater.* 2016. V. 23(6). P. 667–675.
 51. *Giuliani L., Mirabile M., Sarracino M.* Embrittlement kinetics of N 80 steel in H₂S environment // *Metall. Mater. Trans. B*. Springer Boston, 1974. V. 5(9). P. 2069–2073.
 52. *Louthan M.R.* Hydrogen Embrittlement of Metals: A Primer for the Failure Analyst // *J. Fail. Anal. Prev.* Springer Boston, 2008. V. 8(3). P. 289–307.
 53. *Siquara P.C., Eckstein, C.B. de Almeida L.H., Dos Santos D.S.* Effects of hydrogen on the mechanical properties of a 2 1/4Cr–1Mo steel // *J. Mater. Sci.* Springer Netherlands, 2007. V. 42(7). P. 2261–2266.