

Длительная прочность стали и сварных соединений трубопроводов под воздействием водорода и напряженного состояния

К.Д. Басиев

д.т.н., профессор, зав. кафедрой сопротивления материалов и строительной механики

А.Д. Алборов

к.т.н., доцент кафедры строительных конструкций
a_alborov13@mail.ru

Т.М. Дзугев

аспирант

М.В. Етдзаев

аспирант

ФГБОУ ВО «СКГМИ (ГТУ)», Владикавказ, Россия

Большое количество нефтегазопроводов работает в сложных условиях нагружения под воздействием активных сред, вызывающих необратимые физико-химические изменения стали, вследствие протекания коррозионных процессов, которые приводят к потере прочности и разрушению конструкции. Рассматриваемые процессы являются дислокационными и связаны с повышением плотности дислокации. Процессы эти сопровождаются микропластическими деформациями (ползучестью) и релаксацией напряжений, которые, в свою очередь, сопровождаются накоплением повреждений, изменением пластичности и последующим разрушением конструкции.

Материалы и методы

Величина пластического разрыхления материальной частицы деформируемого материала оценивается остаточным относительным увеличением объема, который определяется сверткой тензора неупругой деформации ε_{ii} .

Ключевые слова

водородная хрупкость, микропластическая деформация (ползучесть), микротрещины, разрыхление металла, внутризернистый характер

Водородная хрупкость

Несмотря на значительное число публикаций, данные о влиянии водорода на трещиностойкость сталей пока весьма ограничены. К сожалению, ни одна из известных теорий не может объяснить всех наблюдаемых явлений водородной хрупкости. Причем различные подходы и концепции к построению таких теорий часто весьма противоречивы. Единой общепризнанной теории водородной хрупкости металлов и сплавов не существует. Поскольку для реализации водородной хрупкости достаточно небольших концентраций водорода, все теории этого явления базируются на представлениях о сегрегации водорода в местах потенциальных очагов разрушения.

Имеются многочисленные экспериментальные подтверждения того факта, что водород, поглощенный в достаточном количестве решеткой железа Fe, может понижать величину сил сцепления решетки. Водород представляет собой особый вид охрупчивающего растворенного элемента: в Fe при обычных температурах он обладает очень высокой подвижностью. В любом теле с неоднородным полем напряжений имеется сила, вызывающая перемещение растворенного элемента и зависящая от атомарного объема этого элемента, а также градиента гидростатической компоненты приложенного напряжения. В силу этого водород, растворенный в стали, имеет тенденцию собираться в областях с высоким гидростатическим напряжением. Из-за высокой подвижности водорода и способности понижать величину сил сцепления его влияние в легированных сталях может быть очень сильным.

Снижение прочности, вызываемое водородом, есть результат преждевременного достижения предельного состояния у конца трещины или на поверхности любых внутренних плоскостей в итоге суммирования напряжений от внешней нагрузки и от давления молекулярного водорода. Водород имеет тенденцию осаждаться в порах, и, когда его летучесть высока, внутреннее давление может быть достаточно высоким для того, чтобы вызвать рост пор и растрескивание. Количественная модель в этом случае рассмотрена в работе [1]. При большом содержании водорода предельное давление создается в процессе наводороживания до приложения нагрузки. При малом содержании водорода его локализация, необходимая для охрупчивания материала, отсутствует до приложения нагрузки и возникает в процессе деформации в результате направленного перемещения водорода к растягиваемым трещинам.

С другой стороны, с увеличением концентрации охрупчивающих примесей на

границах зерен в металле уменьшается предельная величина межзеренных сил сцепления и минимальное (пороговое) значение коэффициента интенсивности напряжений, при котором еще возможно растрескивание, индуцируемое водородом. Растрескивание легированных сталей, индуцируемое водородом, как часто наблюдается, происходит по границам зерен, что свидетельствует о важности влияния сегрегирующих примесей. Следовательно, чтобы полностью понять действие водорода, нужно учитывать влияние примесей.

Газообразный водород радикально изменяет механизм распространения трещины от транскристаллитного к интеркристаллитному по границам исходного зерна аустенита. Длительность экспозиции образцов в среде водорода, а также рост его давления усиливают тенденцию к развитию отдельных интеркристаллитных трещин в зоне предразрушений — впереди фронта магистральной трещины. Известно, что величина равновесной концентрации водорода в ненагруженной решетке может быть на несколько порядков больше на границах зерен, чем в решетке. Это означает, что индуцируемое водородом растрескивание будет межзеренным (интеркристаллитным) даже в чистой стали.

При содержании водорода 5–8 см³ (в 100 г металла) водород практически не оказывает влияние на сопротивление пластической деформации, но резко уменьшает предельную пластичность и сопротивление отрыву. Так, для образцов из стали марок 34ХМ и 34Н2М уже при содержании водорода 6 см³ относительное поперечное сужение ψ снижается в пять раз. Это снижение пластичности происходит за счет ускорения образования трещины и уменьшения сопротивления материала ее распространению. Охрупчивающее действие водорода при содержании его (в 100 г металла) до 8–10 см³ в большинстве случаев является обратимым процессом, т.е. после низкотемпературного отжига пластичность образцов восстанавливается вследствие десорбции водорода из металла.

Модель деформирования наводороженной стали

Явление ползучести стали при низких температурах (в частности при 20°C) изучено значительно в меньшей степени, чем при более высоких. Поэтому рассмотрим сначала возможности математического описания ползучести стали на воздухе при температуре 20°C и при постоянном растягивающем напряжении. Как видно из соответствующей кривой ползучести (рис. 1, кривая 1), скорость ползучести быстро уменьшается и достигает нуля. Эта особенность кривых

ползучести стали при низких температурах хорошо известна. Обычно этот эффект связывают с упругим или Коттрелловским взаимодействием между полем напряжения дислокации и полем напряжения, вызванным смещением за счет растворения атомов другого элемента в решетке. Атомы углерода и азота в твердом растворе могут образовывать атмосферы Коттрелла вокруг движущихся дислокаций. Эти атомы увлекаются дислокациями, что приводит к максимальному сопротивлению, деформированию и скорость ползучести уменьшается из-за взаимодействия дислокаций с атмосферами. При более высоких температурах уменьшается устойчивость сплавов против возврата, который приводит к перестройке дислокаций. Вследствие этого дислокации перестают сдерживаться медленно движущимися атмосферами Коттрелла.

Необходимо отметить, что данный механизм носит внутризеренный (транскристаллитный) характер. Водород из-за небольшого атомного веса мало влияет на свойства атмосфер Коттрелла и, вследствие этого, влияние водорода на ползучесть поликристаллических материалов, контролируемая данным механизмом, незначительно. Однако влияние на разрушение при ползучести может быть достаточно заметным, если разрушение происходит по границам зерен. Поэтому математическое описание ползучести стали на воздухе используется при описании ползучести в сероводородной среде.

В дальнейшем для обозначения внутризеренной деформации используется индекс «tr». Математическое описание процесса ползучести стали производится на основе обычного кинетического уравнения вида [2]

$$\dot{\zeta}^{tr} = f(\sigma, q_p), \quad (1)$$

где $\dot{\zeta}^{tr}$ — скорость деформации, σ — растягивающее напряжение, q_p — параметр упрочнения, f — некоторая функция от σ и q_p . Для определения параметра q_p необходимо ввести свое кинетическое уравнение. Для конкретизации функции f используем дробно-линейное соотношение

$$\dot{\zeta}^{tr} = A_{tr} (\sigma - \sigma_0 / \sigma_T - \sigma), \quad (2)$$

которое хорошо описывает экспериментальные данные по ползучести металлических сплавов в широком диапазоне напряжений (фактически от 0 до предела текучести σ_0). A_{tr} — некоторая константа материала, зависящая от температуры и химического состава. Параметр σ_0 в уравнении (2) отвечает за упрочнение при ползучести, т.е. $\dot{\zeta}^{tr} = \sigma^0$. Такая форма записи уравнения состояния, позволяющая отразить упрочнение материала, хорошо известна. Напряжения σ_0 в литературе получили название «добавочных» или «внутренних». Выражение (3.2) может быть использовано и при расчетах для напряжений больших пределов текучести недеформированного материала σ_T . В этом случае под σ_T следует понимать «текущий» предел текучести, зависящий от неупругой деформации, а под $\dot{\zeta}^{tr}$ — суммарную внутризеренную неупругую деформацию.

Для добавочного напряжения σ_0 запишем следующее кинетическое уравнение

$$\partial \sigma_0 / \partial t = B_{tr} (\sigma_T - \sigma)^{1/n} \dot{\zeta}^{tr}. \quad (3)$$

Фактически упрочнение в нашем случае является деформационным. Можно предположить, что при напряжениях, близких к пределу текучести, помимо Коттрелловского механизма включаются и другие механизмы деформирования. Высокое приложенное напряжение может вырвать дислокацию из атмосферы тормозящих ее примесей, вследствие чего сопротивление деформированию может существенно ослабляться. Этим обстоятельством и вызвано включение в выражение (3) множителя $\sigma_T - \sigma$. Уравнения (2), (3) описывают процесс ползучести стали при температурах порядка 20°C. Деформацию ползучести ζ^{tr} можно легко определить проинтегрировав уравнение (2) по времени t

$$\varepsilon^{tr}(t) = \int_0^t \dot{\zeta}^{tr}(\tau) d\tau, \quad (4)$$

Необходимо только определить константы A_{tr} , B_{tr} и n .

При постоянных напряжениях σ и σ_T уравнения (2), (3) легко интегрируются. В результате можно получить кривые ползучести. Проинтегрируем сначала уравнение (3) с учетом (2), тогда для σ_0 получим (в начале деформирования при $t=0$ добавочное напряжение $\sigma_0=0$)

$$\sigma_0 = \sigma \{1 - \exp[-A_{tr} B_{tr} (\sigma_T - \sigma)^{m-1} t]\}. \quad (5)$$

Подставив полученное выражение в (2) и проинтегрировав, получим уравнение кривой ползучести при постоянном напряжении

$$\varepsilon^{tr} = \frac{\sigma}{B_{tr} (\sigma_T - \sigma)^m} \{1 - \exp[-A_{tr} B_{tr} (\sigma_T - \sigma)^{m-1} t]\}, \quad (6)$$

На рис. 1 штриховой линией (кривая 2) показана теоретическая кривая ползучести стали 20 для напряжения $\sigma = 0,9\sigma_T$,

рассчитанная по формуле (6). Параметры в формуле (6) равны: $A_{tr} = 8,5 \cdot 10^{-4} / \text{сут}$, $B_{tr} = 1320 \text{ МПа}^{-m}$, $m = 1,2$, $\sigma_T = 296 \text{ МПа}$. На рис. 3.1 данные по ползучести представлены для образца с базой $l_0 = 40 \text{ мм}$, т.е. $\Delta l = \dot{\zeta}^{tr} l_0$.

Рассмотрим теперь влияние водорода на ползучесть стали. Как уже было отмечено выше, водород видимо мало влияет на внутризеренную деформацию из-за своего малого атомного веса. Кроме того, наибольшая концентрация водорода достигается в окрестности границ между отдельными зернами, приводя к ослаблению межзеренных связей и разрыхлению приграничных областей. Все это может привести к появлению макродеформации при воздействии водорода, в то время как сами зерна могут в среднем оставаться в недеформированном состоянии. Поэтому имеет смысл разделить информацию на внутризеренную и межзеренную (интеркристаллитную). То есть запишем:

$$\varepsilon = \varepsilon^{tr} + \varepsilon^{in}, \quad (7)$$

Здесь и в дальнейшем для обозначения межзеренной деформации будем применять индекс «in». Для скорости межзеренной деформации $\dot{\zeta}^{in}$ примем обычный степенной закон, кроме того будем считать (в первом приближении), что $\dot{\zeta}^{in}$ линейно зависит от относительной концентрации водорода. Тогда имеем

$$\dot{\zeta}^{in} = A_{in} \sigma^n \Phi(q_{in}), \quad (8)$$

где A_{in} , n — константы материала, q_{in} — параметр упрочнения, Φ — некоторая функциональная зависимость. Используя теорию структурных параметров Ю.Н. Работнова, для параметра q_{in} можно предложить следующие уравнения в приращениях

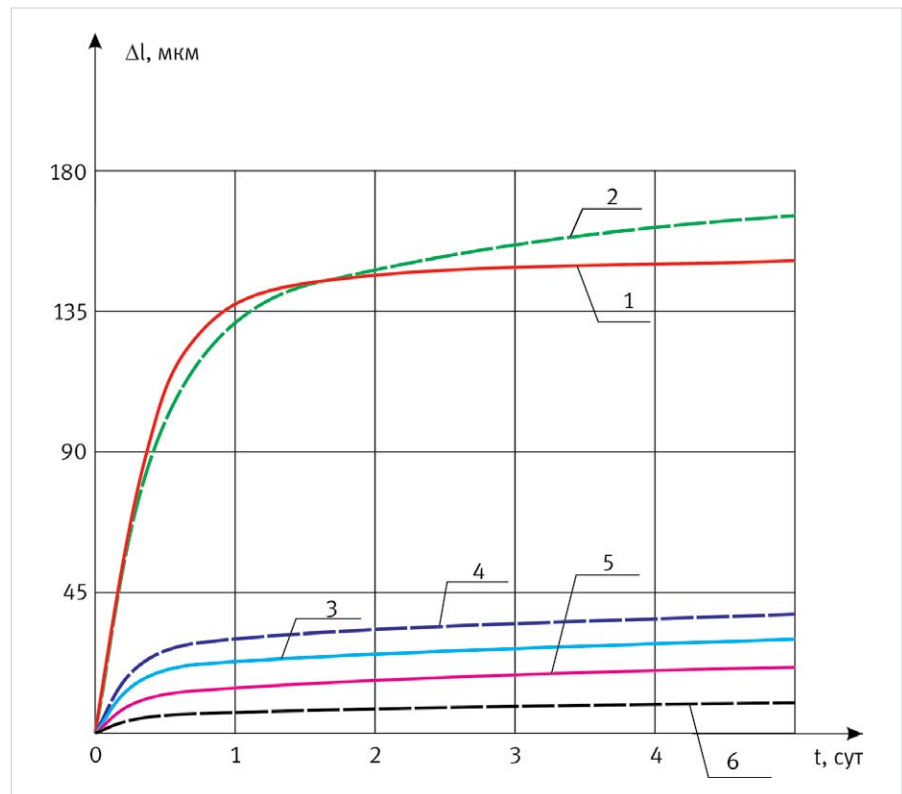


Рис. 1 — Кривые ползучести стали 20 в среде H_2S
1, 3, 5 — по экспериментальным данным при напряжениях 0,9 σ_0 , 2; 0,6 σ_0 , 2; 0,3 σ_0 , 2;
2, 4, 6 — по расчетным данным для тех же напряжений

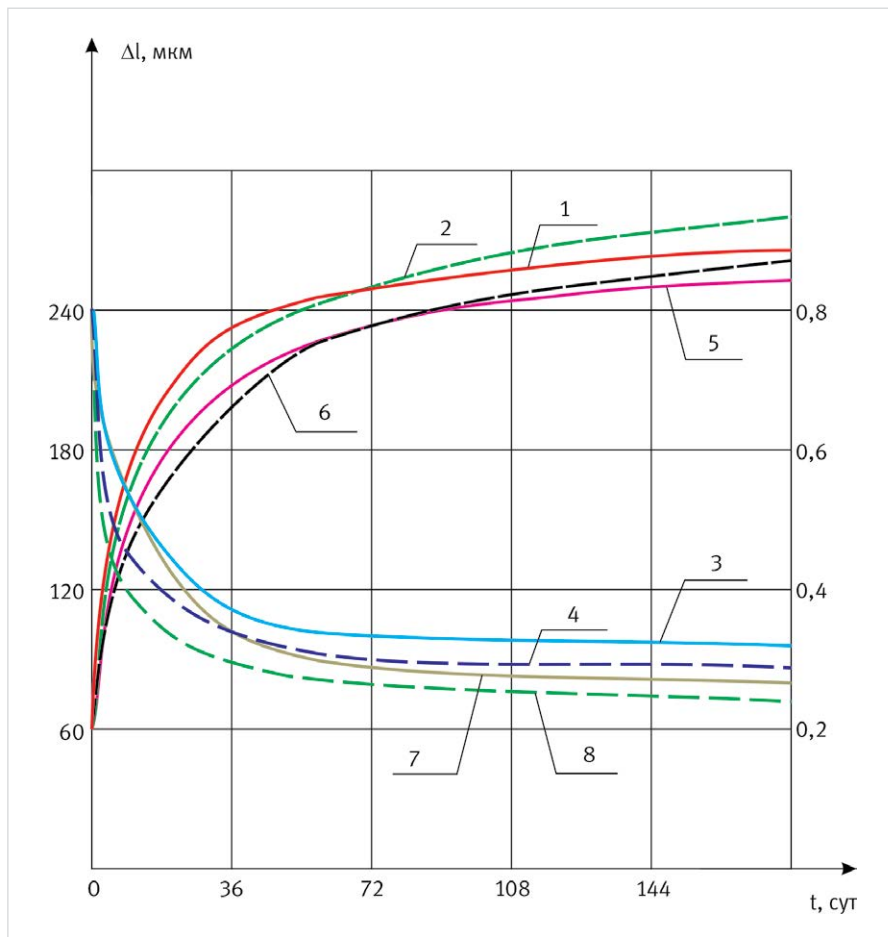


Рис. 2 — Кривые ползучести и изменения пластичности стали 20 в среде H_2S при растяжении $0,9\sigma_0,2$
1, 2, 3, 4 — по экспериментальным и расчетным данным для основного металла
5, 6, 7, 8 — то же для сварного соединения

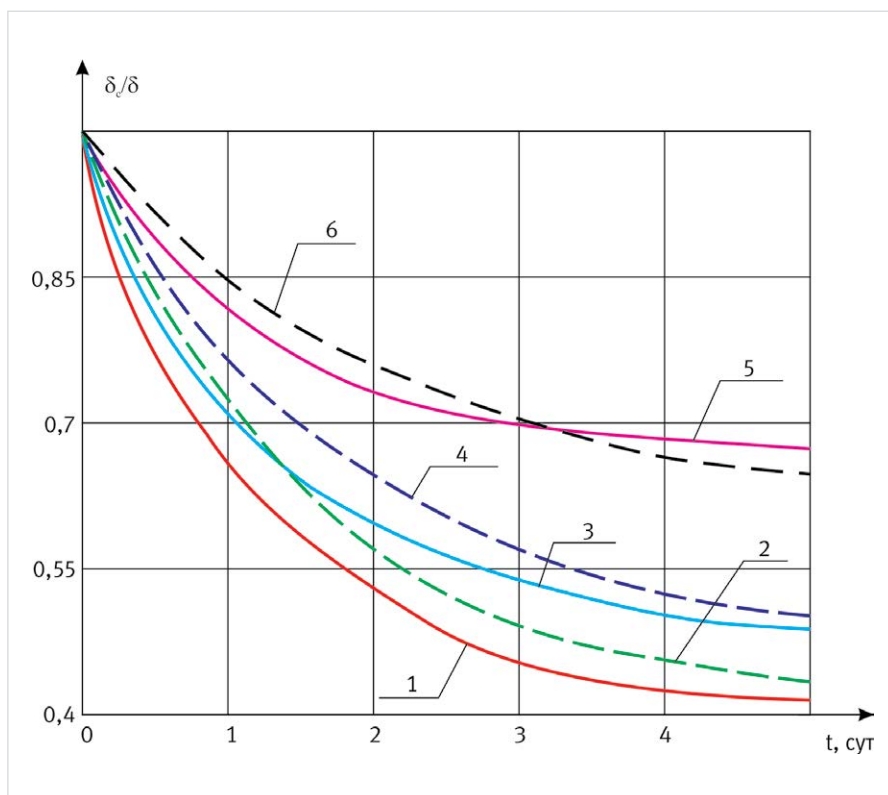


Рис. 3 — Изменение пластичности стали 20 в среде H_2S при различных уровнях нагрузки
1, 3, 5 — по экспериментальным данным при напряжениях $0,9\sigma_0,2$; $0,6\sigma_0,2$; $0,3\sigma_0,2$; 2, 4, 6 — по расчетным данным для тех же напряжений

$$dq_{in} = f_c d\epsilon^n + f_c dc + f_i dt, \quad (9)$$

где f_c — функциональная зависимость, характеризующая деформационное упрочнение; f_c и f_i — функциональные зависимости, характеризующие упрочнение, связанное с кинетическими процессами и химическими реакциями на основе водорода в окрестности межзеренных границ.

На основе обрабатываемых экспериментальных данных функции f_c и f_i довольно трудно конкретизировать. Для этого необходимы эксперименты на образцах с различным содержанием водорода и, возможно, с режимами загрузки, включающими в себя участки с выдержкой различной длительности образцов без нагрузки. Поэтому процессы такого рода в данной работе учитывать не будут. Функцию будем считать константой. Тогда для параметра q_{in} получим кинетическое уравнение

$$dq_{in}/dt = B_{in} q_{in}^n, \quad (10)$$

где B_{in} — константа материала.

Функцию Φ в уравнении (8) конкретизируем следующим образом

$$\Phi(q_{in}) = \begin{cases} q_{in}^{-k} n p u q_{in} > 1 \\ \ln p u q_{in} \leq 1 \end{cases}, \quad (11)$$

Т.е. упрочнение начинается с некоторой ненулевой накопленной деформации. В начальный момент времени $q_{in} = 0$, деформирование материала идет за счет межзеренных границ и отдельные кристаллиты (зерна) непосредственно не находятся в силовом взаимодействии. По мере соприкосновения малодеформируемых кристаллитов во все возрастающей степени начинается упрочнение материала.

После обработки экспериментальных данных были получены конкретные значения констант:

$$A_{in} = 2,16 \cdot 10^{-11} \text{ Мпа}^{-n} / \text{сут}; \\ B_{in} = 8000; n = 3,2; K = 1,5.$$

Для получения расчетных кривых ползучести использовался численный пошаговый явный метод Эйлера. На рис. 1 представлены кривые ползучести для образцов из стали 20 диаметром 6 мм и начальной длиной $10 = 40$ мм в среде сероводорода.

Кривые 1, 3, 5 отражают экспериментальные данные при напряжениях $\sigma = 0,9\sigma_T$, $\sigma = 0,6\sigma_T$ и $\sigma = 0,3\sigma_T$ соответственно. Расчетные кривые (штриховые линии) — 2, 4, 6 соответственно для тех же напряжений. Для получения расчетных кривых использовались выражения (8), (6)-(8), (9), (11). На рис. 2 показаны экспериментальная кривая 1 ползучести образца при напряжениях $0,9\sigma_T$ в среде сероводорода и расчетная кривая 2 для более длительного промежутка времени.

Аналогично на рис. 2 построена расчетная кривая деформирования 6 для сварного соединения стали 20 и экспериментальная 5. Предел текучести сварного соединения стали 20 соответствует 307 МПа.

Феноменологическая теория разрушения базируется на сложившихся в настоящее время физических представлениях о закономерности разрушения металла при пластической деформации. Их сущность сводится к следующему. Деформация металла сопровождается его разрыхлением, представляющим собой

на первой стадии развитие дислокационной структуры, с последующим образованием отдельных зародышевых микротрещин и субмикропор. В дальнейшем наблюдается образование микропор, их рост и слияние, и наконец, образование магистральной макротрещины, означающее макроразрушение материала.

Величину пластического разрыхления материальной частицы деформируемого материала, как показал В.В. Новожилов, можно оценить остаточным относительным увеличением объема, который определяется сверткой тензора неупругой деформации ε_{ii} . Связь критерия разрушения с предельной величиной пластического разрыхления в настоящее время сомнений не вызывает и подтверждается экспериментально.

Условие течения, хотя бы весьма слабо, но зависит от среднего нормального напряжения, в результате чего пластическая деформация должна сопровождаться необратимым увеличением объема твердых тел. Поэтому описание процесса разрушения

твердых тел должно естественно сводиться к совместному рассмотрению уравнений необратимого деформирования твердого тела и уравнений, описывающих его разрыхление. С моментом образования макротрещины будем связывать достижение величины пластического разрыхления критического значения, которое в общем случае зависит от химического состава и структуры металла, а также от условий деформирования.

Такой подход к проблеме разрушения металлов и сплавов находит все большее распространение и основывается на гипотезе пластического разрыхления, что позволяет единообразно описать процесс разрушения как при мгновенных пластических деформациях, так и при деформациях ползучести.

На рис. 3 показано изменение пластичности стали 20 в сероводород содержащей среде с течением времени.

Итоги

Получены кривые ползучести при одноосном растяжении цилиндрических образцов для

различной продолжительности выдержки трубы в среде сероводорода.

Выводы

На основе разработанной модели длительной прочности, учитывающей влияние водорода, получены:

- уравнение относительного остаточного удлинения для одноосного и сложного напряженного состояния стали 20 и сварного соединения с течением времени;
- модель деформирования стали 20 при одноосном и сложном напряженном состоянии.

Список литературы

1. Гольдштейн Р.В., Ентов В.М., Павловский Е.Р. Модель развития водородных трещин в металле. Доклады АН СССР. 1977. Т. 237. №4. С. 828–831.
2. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. М.: Машиностроение. 1975. 400 с.

ENGLISH

PIPELINE

Long-term strength of steel and welded joints of pipelines under the influence of hydrogen and stress state

UDC 628.146 + 620.194.22

Authors:

Kazbek D. Basiev — Sc.D. professor, head of department of strength of materials and structural mechanics

Alan D. Alborov — Ph.D., associate professor at the department of building construction; a_alborov13@mail.ru

Tamerlan M. Dzutsev — postgraduate

Marat V. Etdzaev — postgraduate

NCIMM (STU), Vladikavkaz, Russia

Abstract

A big amount of oil and gas pipelines is working in complex loading conditions under the influence of active media, causing irreversible physical and chemical changes due to steel corrosion processes that lead to loss of strength and structural failure. Considered processes are dislocation and associated with an increase in the dislocation density. These processes are accompanied by microplastic deformation (creep) and stress relaxation, which are accompanied by the accumulation of damage, change in plasticity and the subsequent destruction of the structure.

Materials and methods

The amount of plastic material particles loosen deformable material is estimated relative increase in residual volume, which is determined by the convolution of the tensor inelastic deformation ε_{ii} .

Results

In article were obtained creep curves under uniaxial tension cylindrical samples for different duration of exposure tube in hydrogen sulfide environment.

Conclusions

On the basis of long-term strength of the

developed model that takes into account the effect of hydrogen, were obtained next conclusions:

- The equation of relative residual elongation for a uniaxial stress state and complex 20 steel and welded joints over time;
- Deformation model 20 steel under uniaxial and complex stress states.

Keywords

hydrogen frailty, microplastic deformation, micro-cracks, metal loosening, intragranular character

References

1. Gol'dshteyn R.V., Entov V.M., Pavlovskiy E.R. *Model' razvitiya vodorodnykh treshchin v metalle*

[The model of metal crack evolution]. Report of Academy of Sciences USSR. 1997, Vol. 237, issue 4, pp. 828–831.

2. Malinin N.N. *Prikladnaya teoriya plastichnosti i polzuchesti* [Applicable theory of plasticity and creep]. Moscow: *Mashinostroenie*, 1975, 400 p.