
**НАДЕЖНОСТЬ, ПРОЧНОСТЬ, ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ
МАШИН И КОНСТРУКЦИЙ**

УДК 539.42: 622.69

**АНАЛИЗ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАГИСТРАЛЬНОГО НЕФТЕПРОВОДА
С УЧЕТОМ ИЗМЕНЯЮЩЕЙСЯ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ
В ОКРЕСТНОСТИ СВАРНОГО ШВА**© 2019 г. Н. А. Махутов¹, А. М. Покровский^{2,*}, Е. И. Дубовицкий²¹ *Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва, Россия*² *Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, г. Москва, Россия***e-mail: pokrovsky@bmsu.ru*

Поступила в редакцию 16.05.2018 г.

Приведена разработка методики анализа трещиностойкости магистрального нефтепровода в зоне поперечного сварного шва при эксплуатации. Решение нелинейной нестационарной задачи теплопроводности проведено методом конечных разностей с использованием граничных условий третьего рода. Моделирование кинетики превращения аустенита в феррит и бейнит в неизотермических условиях при сварке проведено на основании теории изокинетических реакций. Расчет остаточных сварочных напряжений осуществлен посредством решения методом конечных элементов задачи термоупругопластичности для материала с нестационарной структурой. В основу расчета трещиностойкости положен силовой критерий разрушения Ирвина, учтена зависимость вязкости разрушения от структурного состава.

DOI: 10.1134/S0235711919010127

Магистральные нефтепроводы соединяются в единую нитку посредством электродуговой сварки встык отдельных труб. При этом выход из строя нефтепроводов происходит, чаще всего, за счет разрушения в окрестности поперечного сварного шва. В связи с этим анализ трещиностойкости трубопровода в зоне сварного стыкового соединения является чрезвычайно актуальной задачей. Оценить трещиностойкость трубопровода в окрестности сварного шва можно на основании силового критерия Ирвина [1], посредством сравнения максимального расчетного значения коэффициента интенсивности напряжений (КИН) по фронту трещины от действия остаточных сварочных и эксплуатационных напряжений с вязкостью разрушения (критическим значением КИН), которая зависит от структурного состава и изменяется по сечению трубы. Основной проблемой при этом является вычисление остаточных сварочных напряжений.

Целью настоящей статьи является разработка методики и программных средств для анализа трещиностойкости магистрального трубопровода в зоне сварного стыкового соединения.

Постановка задачи. Известно [2], что наиболее опасными остаточными сварочными напряжениями в трубопроводах являются окружные напряжения. Максимальные эксплуатационные напряжения в тонкостенных трубах от внутреннего давления также окружные [3]. В связи с этим в настоящей статье рассматриваются продольные трещины, плоскость которых совпадает с плоскостью действия окружных напряжений. Вначале определяются суммарные напряжения от эксплуатации и сварки. Затем в конечно-элементном комплексе ANSYS вычисляется КИН по фронту таких трещин.

Следует отметить, что расчетное определение остаточных сварочных напряжений связано с большими трудностями. Это объясняется тем, что процесс сварки характеризуется широким температурным диапазоном (от 20 до 2000°C), где в стали протекают фазовые и структурные превращения, усложняющие задачу.

Остаточные сварочные напряжения можно определить и экспериментальными методами [4, 5], но они требуют наличие уникального дорогостоящего оборудования и являются чрезвычайно трудоемкими. В связи с этим на первый план выходят численные методы расчета остаточных сварочных напряжений в деталях с использованием стандартных конечно-элементных комплексов, например, ANSYS [6] и ABAQUS [7]. Недостатком стандартных конечно-элементных комплексов является то, что они не позволяют учесть изменение фазово-структурного состава, который оказывает существенное влияние на теплофизические и физико-механические свойства стали. Это приводит к большой погрешности при вычислении остаточных сварочных напряжений. Отдельно следует отметить конечно-элементный комплекс “Сварка” [8]. К недостаткам этого программного комплекса следует отнести то, что моделирование структурообразования в нем ведется посредством наложения кривых охлаждения на термokinетические диаграммы превращений переохлажденного аустенита. В настоящей статье кинетика структурных превращений описывается по более точной методике, основанной на теории изокинетических реакций [9] с использованием информации, снятой с изотермических диаграмм (ИТД) превращений переохлажденного аустенита.

В описанных в литературе исследованиях по анализу трещиностойкости деталей, как правило, для определения КИН используются табличные формулы, справедливые только для трещин в неограниченных телах [10].

Необходимо отметить, что после сварки структурный состав стали по сечению трубы вблизи сварного шва изменяется, поэтому и вязкость разрушения K_{Ic} , входящая в критерий Ирвина, тоже не постоянна по сечению трубы. Этот факт необходимо учитывать в расчетах для адекватной оценки трещиностойкости.

Методика расчета остаточных сварочных напряжений. В настоящей статье проведен расчет сварочных остаточных напряжений при электродуговой сварке встык двух труб толщиной 10 мм и внутренним диаметром 700 мм, выполненных из стали 17Г1С. Ширину сварочной ванны принимали равной 20 мм, толщину – равной толщине трубы, начальная температура сварочной ванны 2000° (средняя температура нагрева при электродуговой сварке). В начальный момент остывания температуру трубы вне зоны шва принимали равной 20°.

Моделирование формирования остаточных сварочных напряжений проведено численно с использованием шагового метода расчета, при котором на каждом шаге по времени последовательно решается три задачи: нелинейной нестационарной теплопроводности, моделирования фазово-структурного состава и вычисления напряжений.

Для изотропного тела в случае переменных теплофизических коэффициентов нелинейная нестационарная осесимметричная задача теплопроводности описывается дифференциальным уравнением [11]

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q_v, \quad (1)$$

где $T(r, z, \tau)$ – температура; τ – время; c – коэффициент теплоемкости; λ – коэффициент теплопроводности; ρ – плотность; q_v – мощность удельных источников энерговыделения.

Для описания условий теплообмена использованы граничные условия третьего рода [11]

$$\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial n} \right)_n = h(T_c(\tau) - T_n(\tau)),$$

где h – суммарный коэффициент теплоотдачи, учитывающий теплообмен конвекцией и излучением; n – нормаль к поверхности; T_c – температура окружающей среды; T_n – температура поверхности.

В связи с тем, что время проварки шва значительно превышает время охлаждения трубы, то в начальный момент времени температура всего шва составляет 2000° , а температура свариваемой трубы 20° . Решение уравнения (1) проводилось методом конечных разностей, обладающим лучшей сходимостью, по сравнению с методом конечных элементов. В расчете применяли метод суммарной аппроксимации, при котором на основании экономичной схемы расщепления взамен решения двумерного уравнения методом прогонки решали два одномерных уравнения. Алгоритм расчета МКР температурных полей в телах с прямоугольными границами подробно описан в работе [12].

Переход жидкой фазы в твердую в процессе кристаллизации при сварке моделировали с использованием диаграммы состояния сплавов железо–углерод [13]. Согласно этой диаграмме, при температуре выше температуры ликвидуса T_L сплав находится в жидком состоянии, при охлаждении до этой температуры появляются первые кристаллы, а при температуре солидуса T_S металл полностью переходит в твердую фазу – аустенит. Удельную долю твердой фазы определяли исходя из условия, что $V(T_L) = 0$, а $V(T_S) = 1$ по формуле правила отрезков [13]

$$V = (T_L - T)/(T_L - T_S), \quad (2)$$

где T – текущая температура.

По диаграмме состояния [13] для стали 17Г1С с содержанием углерода 0.17% принимали $T_L = 1530^\circ\text{C}$, а $T_S = 1490^\circ\text{C}$.

Тепловыделения при кристаллизации сплава учитывались посредством включения в уравнение теплопроводности мощности удельных источников энергосвыделения. При решении задачи шаговым методом эта мощность на n -м шаге определялась для каждого узла конечно-разностной сетки

$$q_V^n = \rho L_{\text{кр}} \frac{\Delta V_n}{\Delta \tau_n}, \quad \Delta V_n = V_n - V_{n-1},$$

где $L_{\text{кр}}$ – удельная теплота кристаллизации сплава; ρ – плотность сплава; ΔV_n – изменение удельной доли твердой фазы на n -м шаге по времени $\Delta \tau_n$.

Значения удельной доли твердой фазы на n -м и $n-1$ -м шагах можно определить по формуле (2), подставляя в нее температуру n -го и $n-1$ -го шага.

Значения удельной теплоты кристаллизации и превращений принимали следующими [14]: $L_{\text{кр}} = 250$ кДж/кг, $L_{\text{ф}} = 66.7$ кДж/кг; $L_6 = 56.3$ кДж/кг и $L_m = 31.3$ кДж/кг. Плотность сплава $\rho = 7.8 \cdot 10^3$ кг/м³.

Перейдем к моделированию структурообразования в процессе сварки. Известно [15], что при нагреве выше температуры 740 – 760° происходит аустенизация стали. При последующем охлаждении в зависимости от скорости охлаждения аустенит трубной стали 17Г1С может превращаться в феррит, бейнит или мартенсит. Считается, что наилучшее согласование с экспериментом при сложных температурных режимах, характерных для сварки, достигается в случае прогнозирования структурных превращений по теории изокинетических реакций [9].

В расчете использовали изотермическую диаграмму стали 20Г [16], близкую по химическому составу (0.19% углерода, 1.2% марганца, 0.42% кремния) к трубной стали 17Г1С (0.15–0.2% углерода, 1.15–1.6% марганца, 0.4–0.6% кремния).

Для описания изотермического распада аустенита в феррит и бейнит применяли уравнение Колмогорова–Аврами–Мейла [9]

$$V_{\text{ф(б)}}(\tau) = 1 - \exp(-K_{\text{ф(б)}} \tau^{n_{\text{ф(б)}}}), \quad (3)$$

где $V_{\phi(6)}$ – удельная доля феррита (бейнита); $K_{\phi(6)}$, $n_{\phi(6)}$ – зависящие от температуры эмпирические коэффициенты, определяемые по ИТД, соответственно для ферритной и бейнитной областей.

Зная из ИТД стали для каждой температуры время начала τ_n и конца τ_k ферритного и бейнитного превращений, коэффициенты $K_{\phi(6)}$ и $n_{\phi(6)}$, зависящие от температуры, можно определить по формулам [13]

$$n_{\phi(6)}(T) = 2.66 / \lg \frac{\tau_k^{\phi(6)}}{\tau_n^{\phi(6)}}; \quad K_{\phi(6)}(T) = 0.0100 \tau^{\phi(6)}.$$

Согласно методу наименьших квадратов ИТД стали 20Г для ферритной и бейнитной областей описывали следующими выражениями соответственно

$$\lg \tau_n^{\phi} = 4.38 \cdot 10^{-5} (T - 600)^{2.14} - 0.301, \quad \lg \tau_k^{\phi} = 2.18 \cdot 10^{-5} (T - 590)^{2.72} + 0.732$$

при $580^{\circ} \leq t \leq 790^{\circ}$;

$$\lg \tau_n^{\delta} = 3.07 \cdot 10^{-5} (T - 450)^{2.24} - 0.297, \quad \lg \tau_k^{\delta} = 5.98 \cdot 10^{-5} (T - 410)^{2.18} + 0.911$$

при $420^{\circ} \leq t \leq 570^{\circ}$.

Для перехода к неизотермической кинетике превращения применена теория изокинетических реакций [9], согласно которой удельную долю феррита (бейнита) на n -м шаге по времени определяют по уравнению (3) для времени $\tau_n + \Delta\tau_n$, где τ_n – время, необходимое для достижения накопленной к моменту τ_{n-1} степени превращения $V_{\phi(6)}^{n-1}$ при температуре T_n . Объемную долю феррита (бейнита) на n -м шаге в этом случае можно вычислить по формуле [14]

$$V_{\phi(6)}(\tau_n) = \left(1 - \exp \left\{ -K_{\phi(6)}(T_n) \left[\left(-\frac{\ln(1 - V_{\phi(6)}^{n-1})}{K_{\phi(6)}(T_n)} \right)^{1/n_{\phi(6)}(T_n)} + \Delta\tau_n \right]^{n_{\phi(6)}(T_n)} \right\} \right) V_a^{\phi},$$

где V_a^{ϕ} – удельная доля аустенита после прохождения ферритной зоны. Для ферритной области $V_a^{\pi} = 1$.

Мартенситное превращение в стали 17Г1С при охлаждении на воздухе в процессе сварки не происходит. Для протекания такого вида превращения необходимо более интенсивное охлаждение, например, водой. При численном моделировании на каждом шаге по времени, в каждом конечном элементе вычисляли вектор удельных долей аустенита, феррита и бейнита соответственно $\{V\} = \{V_a, V_{\phi}, V_{\delta}\}$, который использовали для вычисления теплофизических и физико-механических характеристик на следующем шаге.

Вычисление напряжений проведено МКЭ посредством решения задачи термоупругопластичности для материала с нестационарной структурой [14]. В основу решения положен шаговый метод дополнительных (начальных) деформаций. В этом случае приращение тензора полной деформации для каждого конечного элемента имеет вид

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Delta\varepsilon_{ij}^e + \Delta\varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij}\Delta\varepsilon_T, \quad (4)$$

где $\Delta\varepsilon_{ij}^e$ и $\Delta\varepsilon_{ij}^p$ – приращение упругой и пластической деформации; δ_{ij} – символ Кронекера; $\Delta\varepsilon_T = \alpha\Delta T$ – приращение свободной деформации; α – коэффициент термического расширения, зависящий от температуры и структуры; ΔT – изменение температуры на данном шаге.

Согласно методу дополнительных деформаций, решение задачи термоупругопластичности сведено к последовательному решению МКЭ задачи термоупругости. При этом два последних слагаемых в уравнении (4) объединены в одно $\Delta \varepsilon_{ij} = \Delta \varepsilon_{ij}^e + \Delta \varepsilon_{ij}^0$, где $\Delta \varepsilon_{ij}^0 = \Delta \varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij} \Delta \varepsilon_T$ – дополнительная деформация.

При определении приращений пластических деформаций принимали существование пластического потенциала, который для неизотермической теории течения в случае нестационарного структурного состава и использования критерия пластичности Хубера–Мизеса можно представить в виде [14]

$$F_p = (3/2 S_{ij} S_{ij})^{1/2} - f_T(q_p, T, \{V\}) = 0,$$

где S_{ij} – девиатор напряжений; $q_p = \int d\bar{\varepsilon}_i^p$ – параметр Удквиста при пластичности; $d\bar{\varepsilon}_i^p$ – интенсивность приращений пластических деформаций.

Вводя для упрощения обобщенный параметр Q , характеризующий температурное и структурное состояние стали и учитывая, что $(3/2 S_{ij} S_{ij})^{1/2}$ представляет собой интенсивность напряжений σ_i , получим

$$\sigma_i = f_T(q_p, Q). \quad (5)$$

Выбор условия пластичности в виде соотношения (5) равносильно гипотезе о том, что при данных температуре и структуре интенсивность напряжений является функцией параметра Удквиста, не зависящей от типа напряженного состояния. Функцию f_T можно получить из мгновенных кривых растяжения, представив их в виде уравнения $\sigma = f_T(\varepsilon_p, Q)$, в котором учтено, что для одноосного растяжения $\sigma_i = \sigma$ и $q_p = \varepsilon_p$, где ε_p – накопленная пластическая деформация. При использовании модели упругопластической среды со степенным упрочнением для кривых растяжения отдельных структур, мгновенную кривую растяжения гетерогенной структуры можно представить в виде

$$\begin{aligned} \sigma &= E\varepsilon \quad \text{при} \quad \varepsilon \leq \varepsilon_T = (\sigma_{Ta}V_a + \sigma_{T\phi}V_\phi + \sigma_{T6}V_6)/E, \\ \sigma &= \sigma_{Ta} \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{Ta}} \right)^{m_a} V_a + \sigma_{T\phi} \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{T\phi}} \right)^{m_\phi} V_\phi + \sigma_{T6} \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{T6}} \right)^{m_m} V_6 \quad \text{при} \quad \varepsilon > \varepsilon_T, \\ \varepsilon_{Ta} &= \sigma_{Ta}/E, \quad \varepsilon_{T\phi} = \sigma_{T\phi}/E, \quad \varepsilon_{T6} = \sigma_{T6}/E, \end{aligned}$$

где σ – напряжение; E – модуль упругости; ε – деформация; σ_{Ta} , $\sigma_{T\phi}$, σ_{T6} и m_a , m_ϕ , m_6 – пределы текучести и показатели упрочнения, зависящие от температуры, для аустенита, феррита и мартенсита соответственно.

Приращение пластической деформации для каждого конечного элемента можно рассчитать по мгновенной кривой растяжения, зная приращение интенсивности напряжений $d\sigma_i$ для данного конечного элемента на текущем шаге по времени [14]

$$\begin{aligned} d\varepsilon_{ij}^p &= 3/2(1/E_k - 1/E) \left(d\sigma_i - \frac{\partial f_T}{\partial Q} dQ \right) \frac{S_{ij}}{\sigma_i}, \\ \text{где} \quad E_k &= \partial f_T / \partial \varepsilon_p - \text{касательный модуль.} \end{aligned}$$

Описание расплавленной зоны, в которой металл находится еще в жидком состоянии, проводили с использованием понятия фиктивных конечных элементов [2], обладающих бесконечно малой жесткостью. В среде Visual Fortran по описанной методике была создана программа для расчета температур, структур и напряжений при стыко-

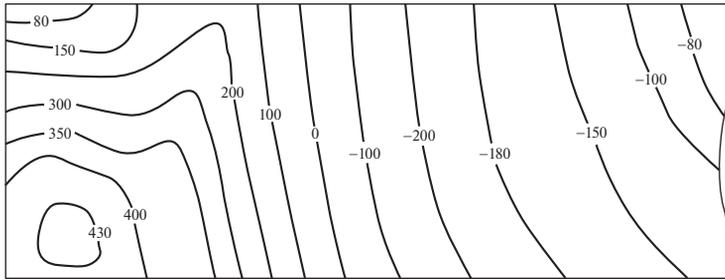


Рис. 1.

вой сварке труб. Все теплофизические коэффициенты и физико-механические характеристики приняты по работе [14].

На рис. 1 представлено распределение остаточных сварочных окружных напряжений в МПа в продольном сечении трубы. В силу симметрии задачи относительно плоскости, проходящей через середину сварного шва, показана только правая верхняя часть трубы длиной 80 мм. Причем для удобства восприятия рисунка масштаб по толщине трубы выбран в три раза больше, чем по длине. Из рис. 1 видно, что окружные напряжения в зоне сварного шва растягивающие по всей толщине трубы и становятся сжимающими на расстоянии около трех толщин от середины сварного шва. Зона максимальных растягивающих напряжений, достигающих 430 МПа, располагается внутри сварного шва вблизи внутренней поверхности трубы. Таким образом, наиболее опасной зоной для возникновения продольных краевых трещин является зона сварного шва и околосшовная область на внутренней поверхности трубы.

Методика оценки трещиностойкости сварного трубопровода. Вязкость разрушения K_{Ic} зависит от структурного состава, который меняется по сечению трубы в окрестности поперечного сварного шва. В первом приближении вязкость разрушения гетерогенной структуры, можно определить по правилу смеси пропорционально удельным долям феррита и бейнита

$$K_{Ic} = K_{Ic}^{\phi} V_{\phi} + K_{Ic}^{\beta} (1 - V_{\phi}), \quad (6)$$

где K_{Ic} , K_{Ic}^{ϕ} , K_{Ic}^{β} – вязкость разрушения гетерогенной структуры, феррита и бейнита соответственно. Значения вязкости разрушения феррита и бейнита принимали согласно работе [17], равными $K_{Ic}^{\phi} = 60 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ и $K_{Ic}^{\beta} = 40 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

Расчеты структурного состава показали, что структура трубы меняется только на расстоянии около 15 мм от середины сварного шва. Далее структура не изменяется и представляет феррит. В середине сварного шва гетерогенная структура представляет из себя 14% феррита и 86% бейнита. На рис. 2 представлена зависимость K_{Ic} вязкости разрушения от расстояния S от центра сварного шва, рассчитанной по формуле (6) для внутренней (кривая 1) и срединной (кривая 2) поверхностей трубы.

Расчет КИН по фронту краевых продольных полуэллиптических трещин, расположенных на внутренней поверхности трубы проводился в конечно-элементном комплексе ANSYS с использованием принципа суперпозиции. В соответствии с ним к берегам трещины прикладывались суммарные окружные напряжения, которые имеют место в трубе без трещины в том месте продольного сечения, где на самом деле имеется трещина.

Суммарные напряжения определяли посредством сложения сварочных напряжений с эксплуатационными. Последние определяли по котельным формулам [3], обес-

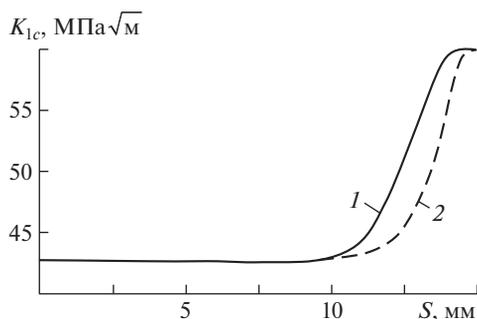


Рис. 2.

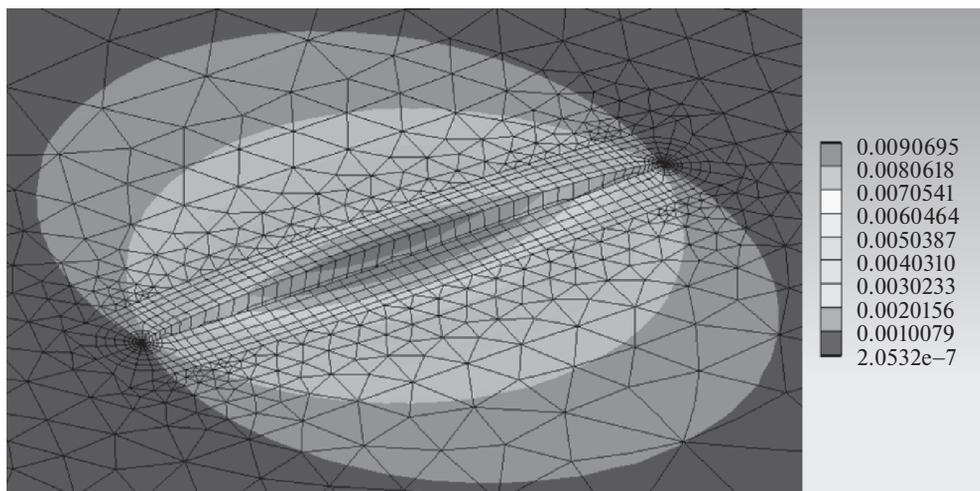


Рис. 3.

печаивающих высокую точность для тонкостенных труб. Для внутреннего давления в трубе, равного 7.5 МПа, эксплуатационные окружные напряжения равнялись 266 МПа. При приложении суммарных напряжений к берегам трещины учитывали неравномерное распределение напряжений по берегам трещины. Рассматривали не всю трубу, а только сектор длиной 200 мм. Выбор такой длины был обусловлен тем, что как показали расчеты, остаточные сварочные напряжения полностью затухают на таком расстоянии от сварного шва. В процессе численного эксперимента было установлено, что достаточно рассматривать сектор трубы с центральным углом 10° .

Для построения математической модели использовались 10-узловые тетраэдрические конечные элементы SOLID 187, а для описания особенности вдоль фронта трещины – специальные сингулярные 15-узловые призматические конечные элементы SOLID 186. Общее количество элементов равнялось 16603. На рис. 3 представлена конечно-элементная сетка в окрестности полуэллиптической продольной краевой трещины длиной 6 мм и глубиной 1 мм, а также указаны значения нормальных к берегам трещины перемещений в мм. На рис. 4 приведены результаты расчета КИН в Па м^{1/2}

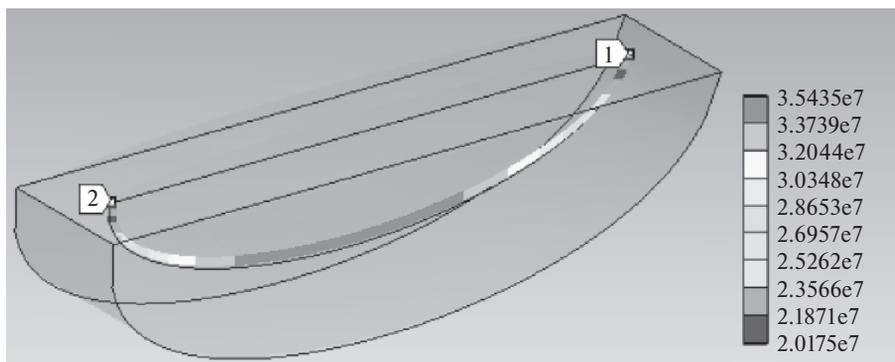


Рис. 4.

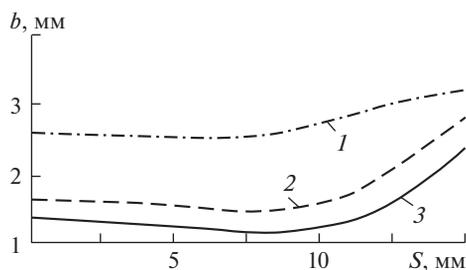


Рис. 5.

по фронту такой трещины. Видно, что КИН в наиболее заглубленной точке фронта трещины равен $35.4 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, а в точке выходящей на поверхность $21.9 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

Расчет на трещиностойкость осуществлялся на основании силового критерия Ирвина $K_I^{\max} \leq K_{Ic}$, где K_I^{\max} – максимальное значение КИН по фронту трещины.

Значение K_I^{\max} определялось посредством анализа КИН в трех точках фронта трещины: в наиболее заглубленной точке и двух точках, выходящих на поверхность. Считалось, что условие разрушения выполнено, если КИН в одной из этих трех точек достигал критического значения.

На рис. 5 приведена зависимость критической глубины трещины от расстояния до центра сварного шва S и отношения полудлины трещины к глубине ($1 - 1$; $2 - 3$; $3 - 5$) для наиболее опасной зоны трубопровода. Видно, что увеличение длины трещины приводит к снижению критической глубины трещины. С увеличением отношения полудлины к глубине это влияние замедляется. При отношении 1 и 3 критическая глубина отличается почти два раза, а отличие глубины при отношении 3 и 5 составляет приблизительно 30%. Наиболее опасный случай, когда центр трещины располагается на расстоянии приблизительно 7.5 мм до середины сварного шва. Из рис. 1 видно, что именно в этой зоне наблюдаются максимальные остаточные сварочные окружные напряжения.

Выводы. Вязкость разрушения (критическое значение КИН) меняется только на расстоянии около 15 мм от середины сварного шва, а далее принимает постоянное значение.

Наиболее опасными являются продольные трещиноподобные дефекты, расположенные на внутренней стороне сварного шва. Причем более опасными являются протяженные трещины.

Наименее опасными являются трещины, расположенные на удалении от сварного шва на расстоянии, превышающем в двадцать раз толщину трубы, где остаточные сварочные напряжения затухают и вязкость разрушения максимальна.

Анализ трещиностойкости сварных трубопроводов без учета остаточных сварочных напряжений недопустим, так как эти напряжения превосходят эксплуатационные напряжения в зоне поперечного сварного шва.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 18-08-00572_a).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Черепанов Г.П.* Механика разрушения. Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2012. 872 с.
2. *Покровский А.М., Волоховская О.А., Лешковцев В.Г., Пановко Г.Я.* Оценка живучести магистральных трубопроводов с учетом остаточных сварочных напряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2007. № 3. С. 110–117.
3. *Феодосьев В.И.* Сопротивление материалов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2016. 544 с.
4. *Одинцев И.И., Апальков А.А., Разумовский И.А.* Метод измерения остаточных напряжений в массивных элементах конструкций с использованием электронной спекл-интерферометрии // Заводская лаборатория. 2003. № 2. С. 45–49.
5. *Чернятин А.С., Разумовский И.А.* Последовательно углубляемый дисковый разрез – индикатор остаточных напряжений в пространственных телах // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2015. № 5. С. 93–102.
6. *Мощенко М.Г., Рубцов В.С., Кораблева С.А.* Термомеханический анализ процесса многопроходной сварки соединения ДУ300 ректора РБМК методом конечных элементов // Вопросы материаловедения. 2011. № 4 (68). С. 105–115.
7. *Минкевич В.А., Файрушин А.М., Чернятьева Р.Р., Каретников Д.В.* Исследование напряженно-деформированного состояния трубного узла мартенситной стали 15X5M в процессе диффузионной сварки // Электронный научный журнал Нефтегазовое дело. 2013. № 6. С. 356–367.
8. *Куркин А.С., Макаров Э.Л.* Программный комплекс “Сварка” – инструмент для решения практических задач сварочного производства // Сварка и диагностика. 2010. № 1. С. 16–24.
9. *Christian J.W.* The Theory of Transformations in Metals and Alloys. P. I, II: 3-rd ed. Pergamon. 2002. P. 1200.
10. *Макаров А.П., Шевченко А.Н., Павлов А.М.* Определение критической длины трещин в металлоконструкциях карьерных экскаваторов // Вестник ИрГТУ. 2015. № 12 (107). С. 57–63.
11. *Цветков Ф.Ф., Григорьев Б.А.* Тепломассобмен. Учебное пособие для вузов. М.: Издат. дом МЭИ, 2011. 562 с.
12. *Покровский А.М., Авагимов С.С., Дубовицкий Е.И.* Расчет эксплуатационных напряжений в магистральном нефтепроводе с учетом остаточных сварочных напряжений // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2016. № 9. С. 124–138. DOI: 10.7463/0715.0786138
13. *Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. и др.* Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа // М.: Металлургия, 1986. С. 440.
14. *Покровский А.М.* Термопрочность цельнокованых и бандажированных прокатных валков. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2017. 272 с.
15. *Гуляев А.П., Гуляев А.А.* Металловедение. Учебное пособие для вузов. М.: ИД Альянс, 2011. 644 с.
16. *Попов А.А., Попова Л.Е.* Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита // М.: Машгиз, 1961. 430 с.
17. *Захаров М.Н., Лукьянов В.А.* Прочность сосудов и трубопроводов с дефектами стенок в нефтегазовых производствах. М.: ГУП Изд-во “Нефть и газ” РГУ нефти и газа им. И.М. Губкина, 2000. 216 с.