

Влияние точечных дефектов на межкристаллитное разрушение стали

Ю. В. Пахаруков, А. М. Чехунова*, А. В. Морев

Тюменский индустриальный университет, Тюмень, Россия

**chehunovaam@tyuiu.ru*

Аннотация. К настоящему времени установлено, что процесс старения трубной стали является многостадийным. Первая стадия выражается в выделении атомов углерода из зерен металла. Вторая стадия определяется выносом междоузельных атомов к границам зерен. Механизм выноса связан с диффузией углерода по междоузельному пространству с участием точечных дефектов — вакансий. Самые оптимистические оценки дают нереально большое время процесса старения стали. Таким образом, механизм диффузии остается неясным.

Цель исследования заключается в построении такого механизма, который бы адекватно описывал явление. По мнению авторов, такой механизм должен быть связан с точечными дефектами.

Ведущим методом избран теоретический анализ, в результате которого предложен эффективный путь влияния точечных дефектов на межкристаллитное коррозионное разрушение стали. В условиях восходящей диффузии в линейном приближении массоперенос развивается медленно и не может обогатить прилегающие слои границ зерен примесями. Присутствие дефектов делает диффузию нелинейной. В работе рассматривались термодфекты, генерированные градиентом температуры. По изменению магнитных свойств образцов сделаны выводы о формировании структуры с участием примесей углерода, вытесненных в процессе внедрения водорода.

Результаты работы могут быть использованы в разработке методов повышения сроков эксплуатации трубных сталей.

Ключевые слова: граница зерен, разрушение стали, точечные дефекты, примеси, внедрение углерода

Для цитирования: Пахаруков, Ю. В. Влияние точечных дефектов на межкристаллитное разрушение стали / Ю. В. Пахаруков, А. М. Чехунова, А. В. Морев. — DOI 10.31660/0445-0108-2024-6-136-145 // Известия высших учебных заведений. Нефть и газ. — 2024. — № 6. — С. 136–145.

Influence of point defects on intergranular fracture of steel

Yuri V. Pakharukov, Anna M. Chekhunova*, Aleksandr V. Morev

Industrial University of Tyumen, Tyumen, Russia

**chehunovaam@tyuiu.ru*

Abstract. At present, it has been established that the ageing process of pipe steel is multistage. The first stage is characterized by the release of carbon atoms from the metal grains. The second stage is determined by the removal of inter-nodal atoms to the grain boundaries. This removal mechanism is related to the diffusion of carbon through the inter-domain space, facilitated by point defects such as vacancies. The most optimistic estimates give an unrealistically long time of the ageing process of steel. Thus the diffusion mechanism remains unclear.

The aim of this study is to construct a mechanism that would adequately describes this phenomenon. The authors believe such a mechanism should be related to point defects (vacancies).

The leading method used in this research is theoretical analysis, which has led to the proposal of an effective way of influence of point defects in intergranular corrosion failure of steel is proposed. Under conditions of uphill diffusion in the linear approximation, mass transfer develops slowly and cannot enrich the adjacent grain boundary layers with impurities. The presence of defects makes the diffusion nonlinear. This study considers thermodefects generated by a temperature gradient. Based on changes in the magnetic properties of the samples, conclusions about the formation of the structure with the participation of carbon impurities displaced in the process of hydrogen introduction were made.

The results of this study can be used in the development of methods of increase of service life of pipe steels.

Keywords: grain boundary, steel fracture, point defects, impurities, carbon embedding

For citation: Pakharukov, Yu. V., Chekhunova, A. M., & Morev, A. V. (2024). Influence of point defects on intergranular fracture of steel. *Oil and Gas Studies*, (6), pp. 136-145. (In Russian). DOI: 10.31660/0445-0108-2024-6-136-145

Введение

Современный уровень экономики характеризуется высокой потребностью в энергоносителях. Добывание углеводородов является самым энергоемким процессом. Одна из причин высокой затратности в нефтяной и газовой отрасли на стадии транспортировки заключается в разрушении трубопроводов из-за постоянного контакта с агрессивной средой. Анализ показывает, что разрушение промысловых трубопроводов определяется коррозионной стойкостью и показателями прочности трубных сталей. Вторая по значимости проблема — водородное охрупчивание металлических материалов. Последнее связано с определенными элементами микроструктуры, с сегрегационными и диффузионными процессами на внутренних фазовых поверхностях — границе зерен. Особая роль в этих процессах принадлежит дефектам [1, 2]. Механизмы этих процессов малоизучены. Следовательно, необходимы фундаментальные исследования механизмов водородной деградации и разрушение металлов.

В настоящее время можно констатировать, что выделенные проблемы решаются распределением примесей в зернах и на их границах. Внедрение труб с покрытием позволило частично предотвратить развитие процессов коррозии, приводящих к многометровым разрывам труб.

Другой метод повышения стойкости трубных сталей базируется на использовании легирующих добавок, благодаря которым меняется морфология границ, дисперсность неметаллических включений и т. д. Развитие такого направления требует более тщательного изучения комплекса проблем механической деградации [1, 3, 4], в основе которой лежат физико-

химические аспекты межкристаллитного разрушения. Как известно, кроме равномерного окисления поверхности металлического материала, наблюдается локализация процессов разрушения на отдельных участках. В частности, между кристаллами происходит разъедание металла. Это приводит к потере прочности материала, несмотря на небольшую потерю веса. Таким образом, можно констатировать, что протекание разрушительных процессов стимулируется агрессивным воздействием среды, в частности, наводороживанием в результате распада сероводорода.

Объект и методы исследования

Исследования проводились в том числе на сталях, используемых для изготовления трубопроводов. Для объяснения процесса диффузии примесей к границам зерен был проведен анализ распределения атомов примесей в присутствии дефектов при формировании диффузионных границ зерен. Для того чтобы судить об изменении структуры материала, были использованы методы магнитной диагностики, в частности для образцов были определены зависимости коэрцитивной силы и остаточной намагниченности от температуры отпуска.

Результаты

Диффузия — основной метод легирования. Она может развиваться по междоузельному механизму, когда атомы в кристаллической решетке перемешиваются из одного междоузельного состояния в другое; вакансионному, когда перескок примесей происходит по вакансиям; диссоциативному, но это в случае, если возбужденный атом примеси вытесняется в междоузлие, а на его месте появляется вакансия либо междоузельный атом матрицы. При этом роль дефектов является определяющей [5]. Атом водорода обладает высокой подвижностью и его распределение в кристаллической решетке образует дефектно способную конфигурацию. В результате атом углерода оказывается в междоузельном состоянии, а на его месте образуется вакансия.

Следовательно, эффективность влияния внешнего воздействия (температура, упругие деформации) может быть сведена к изменению коэффициента диффузии, что, в сущности, обуславливает линейный вид уравнения диффузии.

При анализе перераспределения углерода используется предположение о высоком коэффициенте диффузии междоузельного атома С, а также то, что вакансии и междоузельные атомы С значительно более подвижны, чем атомы других примесей. Тогда можно считать, что концентрация междоузельных атомов С достигает стационарного значения. Это значительно упрощает систему уравнений двухпоточковой модели диффузии [6, 7]

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial C_i}{\partial t} &= D_i \frac{\partial^2 C_i}{\partial x^2} - \frac{C_i}{\tau_i} + G C_S \\ \frac{\partial C_S}{\partial t} &= D_S \frac{\partial^2 C_S}{\partial x^2} + \frac{C_i}{\tau_i} - G C_S \\ 0 &= D_1 \frac{\partial^2 C_S}{\partial x^2} - \frac{C_i}{\tau(x)} - G \end{aligned} \right\},$$

где $G = \left(\frac{\Phi \sigma N}{t}\right) t \alpha_1$, $G^0 = \frac{\Phi \sigma N}{t}$, $\tau^{-1} = \alpha_2 V$, $N = 10^{22} \text{см}^{-3}$, C_i, C_S — концентрация примеси в узлах и междоузлиях, σ — сечение дефектообразования, Φ — доза генерации дефектов, V — концентрации вакансий и междоузельных атомов матрицы I; α_1, α_2 — рекомбинационные константы прямой и обратной реакций вытеснения углерода и аннигиляции междоузельных атомов C_i с вакансией, D — коэффициент диффузии.

Время жизни $\tau(x)$ дефекта, состоящего из междоузельного атома и $A1$, связано с их концентрацией соотношением

$$\tau^{-1}(x) = KI(1 + \gamma C_S^0),$$

где C_S^0 — концентрация дефектов, образовавших комплекс с атомами примеси ($I + C_S \rightarrow C_i$); K — кинетический коэффициент для процесса бимолекулярной рекомбинации.

Если концентрация междоузельных атомов примеси определяется главным образом их взаимодействием с атомами железа, то можно предположить, что концентрация примесей в междоузлиях будет пропорциональна концентрации дефектов

$$C_i(x) = \alpha I(C_i + C_S),$$

где α — коэффициент пропорциональности.

Поэтому систему уравнений можно свести к одному уравнению:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \left[\frac{\alpha D_i G}{KI(1 + \gamma C_S^0)} \right] \frac{\partial^2 C_i}{\partial x^2} = D_{\text{эф}} \frac{\partial^2 C_i}{\partial x^2},$$

где $D_{\text{эф}} = \frac{D_i G}{KI(1 + \gamma C_S^0)}$ эффективный коэффициент диффузии примеси.

Предположим, что распределение углерода постоянно по всей толщине образца. Следовательно, в этом случае эффективный коэффициент диффузии можно считать постоянной величиной. Таким образом, мы имеем задачу с переменными граничными условиями

$$C(0, t) = C_0, \quad 0 < t \leq \tau, \quad \left. \frac{\partial C}{\partial x} \right|_{x=0} = 0,$$

где $1 \geq \tau$, с начальными условиями вида

$$C(0, t) = C_0(1 - \operatorname{erf}(\frac{x}{2\sqrt{D_0\tau_0}})),$$

где τ_0 — время предварительной тепловой диффузии. Решением уравнения при этих начальных условиях будет

$$C_S(x) \approx C_0 \left\{ \left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x\gamma}{2\sqrt{D_0\tau_0}}\right) \right] - \frac{2}{\pi} \sqrt{\frac{t}{\tau}} \exp\left(-\frac{x^2}{4Dt}\right) + \right. \\ \left. + \frac{2}{\pi} \exp\left(-\frac{x^2}{4Dt}\right) \frac{x}{2\sqrt{D_0\tau_0}} \left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D_{эф}t}}\right) \right] \right\},$$

$$\text{где } \gamma = \frac{1}{\sqrt{1+tD_{эф}/\tau_0 D_0}}.$$

Используя последнюю формулу, с учетом $C_i/C_s = 0,5-0,1$ получаем, что для диффузионных границ зерен смещение профиля распределения при $C_S \approx 10^{16} \text{ см}^{-3}$ составило 2–4 мкм.

Рассмотрим другой случай, когда атомы примеси диффундируют главным образом по вакансиям, которые генерированы градиентом температуры или упругими напряжениями. Подобный пример нами уже рассматривался выше, где было показано, что эффективный коэффициент диффузии может описываться выражением

$$D(x) \approx (\alpha + \beta)D_V C_V \sim \alpha D_V C_V,$$

где C_V — неоднородное распределение вакансий, α, β — коэффициенты пропорциональности.

Будем считать, что стационарное распределение вакансий устанавливается значительно быстрее процесса диффузии, следовательно, C_V можно получить из уравнения

$$D_V \frac{\partial^2 C_V}{\partial x^2} - \frac{C_V}{\bar{\tau}_V} + G(x) = 0,$$

где $\bar{\tau}_V$ — среднее время жизни вакансий, $G(x)$ — скорость генерации вакансий при облучении.

В результате несложных вычислений для C_V и $D(x)$ имеем

$$\left. \begin{aligned} C_V &\approx C_V^0 \exp\left(-\frac{x}{L_V}\right); L_V^2 \approx D_V \bar{\tau}_V \\ D(x) &\approx D_0 \exp\left(-\frac{x}{L_V}\right) \end{aligned} \right\},$$

где D_0 — эффективный коэффициент диффузии, не зависящий от координаты x .

Распределение концентрации диффузанта с учетом термической диффузии находим из решения уравнения

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[D_0 \exp\left(-\frac{x}{L_V}\right) + D_T \right] \frac{\partial C}{\partial x}$$

с начальными и граничными условиями

$$\begin{aligned} C(x, t = 0) &= 0, \quad x > 0, \\ C(x = 0, t) &= C_0, \quad t > 0. \end{aligned}$$

После преобразования Лапласа по временной переменной из уравнения получаем

$$C(x, S) = \frac{C_0}{S} \left(\frac{1 + \frac{D_0}{D_T}}{1 + \left(\frac{D_0}{D_T}\right)Z} \right)^\alpha \left[2F_1 \left(\begin{matrix} \alpha, \alpha \\ 1 + 2\alpha \end{matrix} \middle| \frac{1}{1 + \frac{ZD_0}{D_T}} \right) \right] 2F_1 \left(\begin{matrix} \alpha, \alpha \\ 1 + 2\alpha \end{matrix} \middle| \frac{1}{1 + \frac{D_0}{D_T}} \right),$$

где F_1 — гипергеометрическая функция, S — параметр Лапласа,

$\alpha = L_V \sqrt{\frac{S}{D_T}}$, $Z = e^{x/L_V}$, D_T — коэффициент термической диффузии.

При больших временах и $D_0 \gg D_T$ для $C(x, t)$ справедливо приближенное выражение

$$C(x, t) = c_0 \operatorname{erfc} \left\{ \frac{L_V^2}{4D_T t} \ln \left[\frac{1 + \left(\frac{D_0}{D_T}\right) \left(1 + \frac{x^2}{D_V \bar{\tau}_V}\right)}{1 + \frac{D_0}{D_T}} \right] \right\} \approx c_0 \operatorname{erfc} \left\{ \frac{x \sqrt{\tau_V D_V}}{4D_T t} \right\}.$$

Таким образом, в обоих рассмотренных случаях распределение атомов примеси при диффузии носит экспоненциальный характер. Это означает, что процессы диффузии практически распространяются бесконечно. Поэтому на конечном расстоянии от границы зерна можно встретить примесный атом углерода. Существование глубоколежащих от границы «хвостов» приводит к значительному увеличению вероятности разрушения стали вдоль границы зерна (границы расширяются).

На рисунке 1 показано образование микрогальваноэлементов граница — зерно металла.



Рис. 1. Уширение межзеренной границы при диффузионном выносе углерода

На рисунке 1 явно выражено уширение межзеренного пространства за счет диффузионного выноса примесей к границам зерен.

На рисунке 2 приведена зависимость коэрцитивной силы от температуры нагрева при отпуске закаленной при 950 °С стали 10ХСНД.

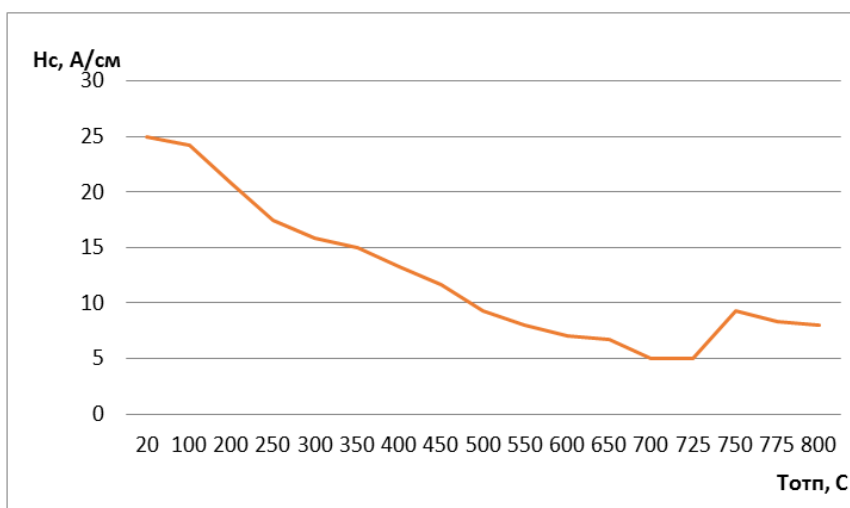


Рис. 2. Зависимость коэрцитивной силы от температуры нагрева при отпуске закаленной при 950 °С стали 10ХСНД

На рисунке 2 отмечается уменьшение коэрцитивной силы с увеличением температуры нагрева при отпуске вплоть до 725 °С, после чего наблюдается второй максимум значений. Увеличение коэрцитивной силы для образцов наблюдается при температурах отпуска 725–750 °С, здесь возникают термоупругие напряжения поскольку материал подвергается деформации при охлаждении. При дальнейшем увеличении температуры отпуска коэрцитивная сила уменьшается, так как параллельно этому механизму начинает превалировать механизм отжига точечных дефектов, который компенсирует деформацию.

Выводы

Проведен анализ распределения атомов примесей в присутствии дефектов при формировании диффузионных границ зерен. В присутствии дефектов диффузный перенос примесей становится нелинейным, вследствие чего обогащение примесями граничной зоны становится более эффективным. По данным, полученным коэрцитиметрическим методом, можно судить о наличии дефектов, по остаточной намагниченности — об образовании структуры в диффузной зоне и уширении границ зерен. В результате увеличивается вероятность межкристаллитного разрушения по границам зерен по микрогальваноскопическому механизму, то есть по границам зерен и в самом зерне усиливаются анодно-катодные свойства.

Список источников

1. Коннов, Д. В. Прогнозирование коррозионных дефектов в нефтяных трубопроводах / Д. В. Коннов. – DOI 10.32743/UniTech.2023.115.10.16180. – Текст : непосредственный // Universum: технические науки. – 2023. – № 10–5(115). – С. 22–32.
2. Мардамшин, В. Р. К вопросу оценки опасности стресс-коррозионных трещин в металле стального газопровода / В. Р. Мардамшин. – DOI 10.33285/1999-6934-2022-3(129)-51-56. – Текст : непосредственный // Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса. – 2022. – № 3(129). – С. 51–56.
3. Применение метода коэрцитиметрии для оценки уровня остаточных напряжений, возникающих при термической обработке железнодорожных колес / В. И. Криворотов, С. А. Шмелев, А. В. Богданов [и др.]. – DOI 10.34641/SP.2021.1039.6.028. – Текст : непосредственный // Сварочное производство. – 2021. – № 6. – С. 42–50.
4. Чехунова, А. М. Неравномерное распределение углерода при мартенситном превращении / А. М. Чехунова, Ю. В. Пахаруков. – DOI 10.24411/2500-0101-2019-14412. – Текст : непосредственный // Челябинский физико-математический журнал. – 2019. – Т. 4, № 4. – С. 487–493.
5. Мониторинг напряжений (деформаций) протяженной металлоконструкции в динамически напряженных зонах / А. В. Радченко, В. Ф. Новиков, К. Р. Муратов [и др.]. – Текст : непосредственный // Известия высших учебных заведений. Нефть и газ. – 2010. – № 2(80). – С. 11–18.
6. Пахаруков, Ю. В. Дефекты в конденсированных средах и проблем старения трубных сталей : учебное пособие / Ю. В. Пахаруков. – Тюмень : Тюменский государственный нефтегазовый университет, 2015. – 74 с. – Текст : непосредственный.
7. Назаров, В. В. Математическая модель коррозии при осесимметричном плоском деформировании цилиндрической стальной трубы под воздействием внутреннего давления водородосодержащей среды и высокой температуры / В. В. Назаров. – Текст : непосредственный // Лазерные, плазменные исследования и технологии. ЛАПЛАЗ-2022 : сборник научных трудов VIII Международной конференции, посвященной 100-летию со дня рождения лауреата нобелевской премии по физике Басова Н. Г., Москва, 22–25 марта 2022 г. – Москва: Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 2022. – С. 111.

8. Савенок, О. В. Анализ коррозионно-механических разрушений конструкционных материалов нефтегазопромыслового оборудования / О. В. Савенок, А. Н. Горпинченко, П. П. Порывкин. – Текст : непосредственный // Наука. Техника. Технологии (политехнический вестник). – 2022. – № 3. – С. 133–147.
9. Совершенствование методов контроля и диагностики свойств металлоконструкций в условиях коррозионного воздействия / М. Н. Ерофеев, А. И. Чмыхало, В. В. Спирыгин [и др.]. – DOI 10.31044/1684-2499-2022-0-7-40-53. – Текст : непосредственный // Технология металлов. – 2022. – № 7. – С. 40–53.
10. Прохоров, А. П. Анализ влияния низкотемпературного нейтронного облучения на межкристаллитное разрушение аустенитной нержавеющей стали 08X18H10T / А. П. Прохоров. – Текст : непосредственный // Инновационный потенциал развития общества : взгляд молодых ученых : сборник научных статей 2-й Всероссийской научной конференции перспективных разработок, Курск, 01 декабря 2021 г. Том 5. – Курск : Юго-Западный государственный университет, 2021. – С. 125–127.
11. Нечаев, Ю. С. Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов / Ю. С. Нечаев. – Текст : непосредственный // Успехи физических наук. – 2008. – Т. 178, № 7. – С. 709–726.

References

1. Konnov, D. V. (2023). Prediction of corrosion defects in oil pipelines / D. V. Konnov // *Universum: Technical Sciences*, 10-5(115), pp. 22-32. (In Russian). DOI: 10.32743/UniTech.2023.115.10.16180.
2. Mardamshin, V. R. (2022). On the issue of assessing the risk of stress-corrosion cracks in the metal of a steel gas pipeline. Equipment and technologies for oil and gas complex, 3(129), pp. 51-56. (In Russian). DOI: 10.33285/1999-6934-2022-3(129)-51-56.
3. Krivorotov, V. I. Shmelev, S. A., Bogdanov, A. V., Muratov, R. Ch., Grezev, N. V., & Zaitsev, L. V. (2021). Application of the method of coercimetry for assessing the level of residual stresses arising during the heat treatment of railway wheels. *Svarochnoe Proizvodstvo*, (6), pp. 42-50. (In Russian). DOI: 10.34641/SP.2021.1039.6.028.
4. Chekhunova, A. M., & Pakharukov Yu. V. (2019). Carbon maldistribution during the martensitic transformation // *Chelyabinsk Physical and Mathematical Journal*, 4 (4), pp. 487-493. (In Russian). DOI: 10.24411/2500-0101-2019-14412.
5. Radchenko, A. V., Novikov, V. F., Muratov, K. R., Martynov, O. S., & Loginov, V. V. (2010). Onitoring of stresses (deformations) of the extended metal construction in dynamically tense zone (DTZ). *Oil and gas studies*, 2(80), pp. 11-18. (In Russian).
6. Pakharukov, Yu. V. Defekty v kondensirovannykh sredakh i problem stareniya trub-nykh staley. Tyumen, Tyumen State Oil and Gas University, 74 p. (In Russian).
7. Nazarov, V. V. (2022). Matematicheskaya model' korrozii pri osesimmetrich-nom ploskom deformirovanii tsilindricheskoy stal'noy trubyy pod vozdeystviem vnutrennego davleniya vodorodosoderzhashchey sredy i vysokoy temperatury. *Lazernye, plazmennye issledovaniya i tekhnologii. LAPLAZ-2022: sbornik nauchnykh trudov VIII Mezhdunarodnoy konferentsii, posvyashchennoy 100-letiyu so dnya rozhdeniya laureata nobelevskoy premii po fizike Basova N. G.* Moscow, Natsional'nyy issledovatel'skiy yadernyy universitet "MIFI", p. 111. (In Russian).

8. Savenok, O. V. Gorpichenko, A. N., & Poryvkin, P. P. (2022). Analysis of corrosion-mechanical fault of structural materials of oil and gas production equipment. *Science. Engineering. Technologie (Polytechnic Bulletin)*, (3), pp. 133-147. (In Russian).
9. Erofeev, M. N., Chmykhalo, A. I., Spiryagin, V. V., Kravchenko, I. N., Galinovsky, A. L., & Velichko, S. A. (2022) Improvement of methods for monitoring and diagnostics of properties of metal structures under corrosion. *Tehnologia metallov*, (7), pp. 40-53. (In Russian). DOI: 10.31044/1684-2499-2022-0-7-40-53.
10. Prokhorov, A. P. (2021). Analiz vliyaniya nizkotemperaturnogo neytronnogo oblucheniya na mezhkristallitnoe razrushenie austenitnoy nerzhaveyushchey stali 08KH18N10T. *Innovatsionnyy potentsial razvitiya obshchestva: vzglyad molodykh uchenykh: sbornik nauchnykh statey 2-y Vserossiyskoy nauchnoy konferentsii perspektivnykh razrabotok*, Tom 5. Kursk, Yugo-Zapadnyy gosudarstvennyy universitet, pp. 125-127. (In Russian).
11. Nechaev, Yu. S. (2008). Metallic materials for the hydrogen energy industry and main gas pipelines: complex physical problems of aging, embrittlement, and failure. *Physics Uspekhi*, (51(7)), pp. 681-697. (In Russian).

Информация об авторах / Information about the authors

Пахаруков Юрий Вавилович,
доктор физико-математических наук,
профессор, Тюменский индустриальный
университет, г. Тюмень

Yuri V. Pakharukov, Doctor of
Physics and Mathematics, Professor at the
Department of Physics, Methods of Control
and Diagnostics, Industrial University
of Tyumen

Чехунова Анна Михайловна,
старший преподаватель, Тюменский
индустриальный университет, г. Тю-
мень, chehunovaam@tyuiu.ru

Anna M. Chekhunova, Senior
lecturer, Industrial University of Tyumen,
chehunovaam@tyuiu.ru

Морев Александр Валентинович, доктор физико-математических
наук, профессор, Тюменский индустри-
альный университет, г. Тюмень

Aleksandr V. Morev, Doctor of
Physics and Mathematics, Professor at the
Department of Physics, Industrial Univer-
sity of Tyumen

Статья поступила в редакцию 01.11.2024; одобрена после рецензирования 13.11.2024; принята к публикации 15.11.2024.

The article was submitted 01.11.2024; approved after reviewing 13.11.2024; accepted for publication 15.11.2024.