

Механика материалов: прочность, ресурс, безопасность

УДК 620.191.33:539.376

КИНЕТИКА РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН В ЭНЕРГОМАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ¹

© Н. А. Махутов², Е. А. Гринь³, В. А. Саркисян³

Статья поступила 7 июля 2015 г.

Исследованы особенности кинетики развития трещин в сталях при ползучести с позиций механики разрушения. Показано, что скорость роста трещин при ползучести может быть аппроксимирована степенной зависимостью от параметра C^* или от коэффициента интенсивности напряжений, причем показатели степени этих зависимостей являются функцией характеристик длительной прочности и ползучести материала. Для описания скорости трещин ползучести предложено использовать приведенный коэффициент интенсивности напряжений, учитывающий характер распределения напряжения в расчетном сечении и время развития трещины. Экспериментально подтверждены преимущества использования приведенного коэффициента интенсивности напряжений в качестве корреляционного параметра, описывающего скорость роста трещин ползучести.

Ключевые слова: стали; ползучесть; температура; скорость развития трещин; параметр C^* ; коэффициент интенсивности напряжений (КИН); длительная прочность; напряженное состояние; время роста трещины; кинетическая диаграмма трещиностойкости.

Поскольку стадия докритического развития трещины в металле при ползучести может составлять значительную долю (до 50 % и более) от общей долговечности детали [1, 2], вопросы интерпретации закономерностей развития трещин при ползучести приобретают важное значение для определения ресурса безопасной эксплуатации высокотемпературных элементов оборудования [1 – 5]. Из анализа полей напряжений и деформаций в вершине трещины [6, 7] сформулированы условия применения коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в качестве базовой характеристики, коррелирующей со скоростью роста трещины (СРТ) при ползучести. Общие методические вопросы анализа напряженно-деформированных состояний в зонах и вне зон трещин для обоснования трещиностойкости, ресурса и безопасности широко рассматривались на страницах журнала «Заводская лаборатория. Диагностика материалов» [8]. Экспериментальные исследования в данном направлении показали, что КИН (параметр K_I) может удовлетворительно описывать развитие трещины ползучести в случае маломаштабной текучести [9, 10], а поэтому его использование в качестве корреляционного параметра СРТ

актуально для малопластичных в условиях ползучести материалов либо для зон с невысокой конструктивной концентрацией напряжений, либо для относительно кратковременных процессов (испытаний), завершающихся до наступления перехода от ползучести в ограниченном объеме к условиям общей ползучести.

В тех случаях, когда пластические деформации или деформации ползучести возникают в макроразделах за пределами трещин, критерии линейной механики разрушения (K_I) оказываются недостаточными и возникает необходимость использования нелинейной механики разрушения — деформационных или энергетических критериев [6, 12]. Ниже рассмотрены закономерности развития трещин в условиях маломаштабной ползучести.

Научные основы анализа кинетики трещин

Теоретические и экспериментальные данные продемонстрировали достаточно удовлетворительную корреляцию между СРТ при ползучести и параметром K_I в виде традиционного степенного соотношения [3 – 14]

$$\frac{da}{d\tau} = AK_1^\beta, \quad (1)$$

где $da/d\tau$ — скорость роста трещины; A и β — эмпирические постоянные материала.

¹ Публикуемые результаты получены при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение о предоставлении субсидии № 14.576.21.0048).

² Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия; e-mail: imash-ru@mail.ru

³ ОАО «ВТИ, Москва, Россия; e-mail: lkpomviti@mail.ru

Вместе с тем наблюдалось существенное «расслоение» кривых СРТ, построенных согласно зависимости (1), заключающееся в смещении (практически эквидистантном) относительно друг друга различных групп экспериментальных данных, полученных для различных типов или размеров образцов [9–13]. В связи с этим предлагалось [9, 14] при описании СРТ в условиях ползучести учитывать не только параметр механики разрушения (КИН), но также уровень и характер распределения напряжений и размеры образца (сечения). Такая процедура нормирования основного корреляционного параметра (K_I) по напряженному состоянию и масштабному фактору позволила [9, 14] значительно уменьшить расслоение кривых СРТ и практически свести их в общий массив (достаточно широкой полосы разброса), соответствующий аппроксимации (1).

Однако для полномасштабной текучести в условиях ползучести, что актуально для высокопластичных материалов, для интерпретации процесса разрушения предпочтительными оказались преимущественно деформационные и энергетические критерии нелинейной механики разрушения [3, 6, 9–15], в частности, модифицированный J -интеграл, или так называемый C^* -интеграл [7, 16]. Параметр C^* ($C^* = \dot{J}$) определяется на основе анализа полей скоростей деформаций в вершине трещины и скорости ее раскрытия [16, 17]. Экспериментально подтверждено, что для пластичных материалов корреляция между СРТ при ползучести и параметром C^* является более удачной, чем аналогичная аппроксимация по параметру K_I в виде (1) [9, 10, 17].

Закономерности кинетики развития трещин ползучести могут быть обоснованы аналитически с использованием закона установившейся ползучести Нортона

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 (\sigma / \bar{\sigma})^m, \quad (2)$$

аппроксимации кривой длительной прочности

$$\left(\frac{\tau}{\tau_0} \right) = \lambda \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{-n} \quad \text{или} \quad \tau = \bar{\tau}_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{-n} \quad (3)$$

и системы уравнений Хатчинсона – Розенгрена – Райса (ХРР) [6, 18]. В соотношениях (2) и (3) коэффициенты ($\dot{\varepsilon}_0$, $\bar{\sigma}$, σ_0 , $\bar{\tau}_0$) и показатели степени (m и n) являются характеристиками материала. Интегрируя (2) по времени и подставляя в него уравнение (3), получаем

$$\varepsilon = \dot{\varepsilon}_0 \bar{\tau}_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{m-n} = \bar{\varepsilon}_0 \left(\frac{\sigma}{\bar{\sigma}} \right)^{m-n}, \quad (4)$$

где $\bar{\varepsilon}_0$ — деформация при разрушении в условиях одноосной ползучести при напряжении $\bar{\sigma}$.

С учетом зависимости (4) уравнения ХРР могут быть представлены в следующем виде:

$$\sigma = \bar{\sigma} \left(\frac{J}{\bar{\sigma} I_m} \right)^{\frac{1}{v+1}} r^{-\frac{1}{v+1}}, \quad \varepsilon = \bar{\varepsilon}_0 \left(\frac{J}{\bar{\sigma} I_m} \right)^{\frac{1}{v+1}} r^{-\frac{1}{v+1}}, \quad (5)$$

где $v = 1/(m - n)$; I_m — множитель, зависящий от показателей ползучести m и длительной прочности n . В системе уравнений (5) опущены функции геометрических координат. Продифференцировав второе уравнение системы по времени и умножив его на первое, получим

$$\sigma \dot{\varepsilon} = \sigma \bar{\tau}_0 \frac{1}{v+1} \dot{J} r^{-1}. \quad (6)$$

Из последнего соотношения с учетом (2) следует, что $\dot{\varepsilon} \sim \dot{J}^{m/(m+1)}$ или $\sigma \sim \dot{J}^{1/(m+1)}$.

В рамках концепции истощения длительной пластичности [19] можно принять, что развитие трещины происходит дискретными шагами по мере накопления в характерном локальном объеме металла, примыкающем к вершине трещины, предельной деформации ползучести. Тогда с учетом соотношений (2) и (6) получим:

$$\dot{\varepsilon} \Delta \tau_c = \varepsilon_{cf}, \quad \text{или} \quad \Delta \tau_c \frac{\bar{\sigma} \varepsilon_0}{v+1} \frac{1}{\sigma} \frac{\dot{J}}{r_c} = \varepsilon_{cf}, \quad (7)$$

где $\Delta \tau_c$ — продолжительность элементарного акта разрушения; r_c — размер элементарного объема (зона накопленного критического повреждения), в котором происходит истощение длительной пластичности металла с последующим дискретным актом разрушения; ε_{cf} — предельная деформация разрушения. Из уравнения (7) можно записать

$$\frac{da}{d\tau} = \frac{r_c}{\Delta \tau_c} = \frac{\sigma \varepsilon_0}{v+1} \frac{1}{\sigma \varepsilon_{cf}} \dot{J}, \quad (8)$$

откуда

$$\frac{da}{d\tau} \sim (C^*)^{\frac{m}{m+1}}, \quad (9)$$

где C^* — модифицированный J -интеграл ($C^* \sim \dot{J}$).

Из последнего выражения видно, что показатель степени в кинетической зависимости СРТ ползучести вида $da/d\tau \sim (C^*)^\varphi$ будет соответствовать $\varphi = m/(m+1)$. Аналогичное соотношение для φ приведено в работе [20]. Его численное значение, составляющее для теплоустойчивых сталей перлитного класса порядка 0,7–0,9 при температуре в районе 540–550 °С, достаточно хорошо согласуется с показателем степени при параметре C^* [5, 19] в экспериментальных зависимостях СРТ ползучести вида (9). С учетом соотношения $\sigma \sim \dot{J}^{1/(m+1)}$ можно видеть, что при использовании КИН в качестве корреляционного параметра СРТ ползучести на основе рассмотренной модели показатель степени в зависимости вида (1) бу-

дет соответствовать показателю степени кривой ползучести, т.е. $\beta = m$. Тогда для теплоустойчивых сталей следует ожидать, что показатель степени в кинетической диаграмме вида (1) составит $\beta = 3 - 5$ при температуре около 560°C и несколько большую величину при меньших температурах.

Признавая, что модифицированный J -интеграл (C^*) является достаточно универсальным параметром, управляющим процессом развития трещины ползучести, нельзя не отметить, что его определение в реальных конструкциях с целью практического использования зависимостей типа (9) сопряжено со значительными трудностями, в то время как расчет параметра КИН неплохо освоен [21] при наличии данных по напряжениям, а также виду и размерам трещины. При этом ограничения, накладываемые на применение КИН в качестве корреляционного параметра СРТ ползучести, сводятся в основном к необходимости учета вида напряженного состояния и степени накопленной со временем поврежденности металла. Одним из вариантов учета накопленной поврежденности в металле является применение обобщенного параметра КИН в виде [20, 22]

$$K_{1M} = \frac{K_1}{1 - \omega}, \quad (10)$$

где ω — характеристика поврежденности. Параметр ω является функцией времени и, как показано в работе [10],

$$\dot{\omega} = f(\sigma_1, \sigma_\Sigma, \tau),$$

т.е. скорость накопления поврежденности в металле зависит от главного напряжения (σ_1), характера напряженного состояния (σ_Σ) в рабочем сечении тела с трещиной и продолжительности (τ) термосилового воздействия.

Степенные зависимости типа (1) – (5), (9) получаются из чисто деформационных [15], а также из энергетических трактовок [11, 12, 15] деформирования и разрушения.

Исходя из соображений максимального упрощения расчетных процедур как при аппроксимации экспериментальных данных, так и при решении практических задач оценки живучести оборудования, в данной работе изложен подход к интерпретации кинетики разрушения при высокотемпературной ползучести посредством использования параметра приведенного КИН (K_1^*), нормированного на коэффициент, учитывающий степень неоднородности напряженного состояния в расчетном сечении, и на временной параметр, учитывающий время развития трещины. Результирующее напряжение σ_p в расчетном сечении тела с трещиной определяется по мембранной (σ_m) и изгибной (σ_b) составляющим:

$$\sigma_p = \sigma_m + \sigma_b k_a,$$

где $k_a = r^*/b$ — относительная часть сечения детали, в пределах которой напряжение изгиба σ_b является положительным, т.е. при $0 < x \leq r^*$ величина $\sigma_b(x) \geq 0$ (b — протяженность сечения-нетто детали). Учитывая далее согласно (6), что $\dot{J} \sim (v+1)\sigma\dot{\epsilon}$, введем понятие эквивалентного напряжения σ^* , являющегося функцией σ_p и параметра v . Заменяя для удобства v на $1/\chi$ (тогда $\chi = m - n$), путем несложных преобразований с учетом условия $\sigma^* = \sigma_m$ при $\sigma_b = 0$ получим

$$\sigma^* = k_a^* \sigma_p,$$

$$\text{где} \quad k_a^* = \frac{\chi}{1 + \chi} \left[1 + \frac{1}{\chi} \frac{\sigma_m}{\sigma_m + k_a \sigma_b} \right]. \quad (11)$$

В свою очередь, для учета временного фактора введем параметр (временной коэффициент), выражаемый через известный параметр Ларсона – Миллера (Л-М), $P = T(20 + \lg \tau) \cdot 10^{-3}$, где T — температура абсолютная; τ — время. Увязывая временной коэффициент с размером трещины, с учетом функциональной зависимости между КИН и размером трещины запишем выражение

$$k_\tau^* = \sqrt{P_i/P_0}, \quad (12)$$

где P_0 и P_i — параметр Л-М, отвечающий состоянию металла в начале роста трещины и в конкретный момент времени в процессе ее развития соответственно. Принимая начальный момент роста трещины за условную единицу (с целью исключения сингулярности) и полагая, что температура при стационарном режиме сохраняется неизменной, приходим к выражению

$$k_\tau^* = \sqrt{P_i/P_0} = \sqrt{1 + 0,05 \lg \tau}. \quad (13)$$

Таким образом, предлагаемый вариант аппроксимации кинетических диаграмм трещиностойкости материалов при ползучести с учетом характера напряженного состояния и времени развития трещины сводится к использованию параметра приведенного КИН (K^*) в виде

$$K^* = k_a^* k_\tau^* K_1. \quad (14)$$

Экспериментальные исследования закономерностей развития трещин и анализ результатов

Кинетические диаграммы трещиностойкости в условиях высокотемпературной ползучести получали на теплоустойчивых сталях перлитного класса, широко используемых для изготовления энергетического оборудования. Исследовали паропроводные стали 12Х1МФ, 15Х1М1Ф(Л) и роторные стали 25Х1М1ФА (Р2МА), 20Х3МВФА (ЭИ-415). Сталь 12Х1МФ представлена вырезками из прямой трубы и гнутого отвода в исходном состоянии, а также из гнутого отвода

после эксплуатационной наработки ~120 тыс. ч при температуре 550–560 °С, сталь 15Х1М1Ф и 15Х1М1ФЛ — вырезками из корпусов задвижек — штампосварной и литой соответственно (металл обеих задвижек в исходном состоянии). Химический состав и механические свойства стали 12Х1МФ и 15Х1М1Ф соответствовали требованиям ТУ 14-3-460–75, а стали 15Х1М1ФЛ — ТУ 108.961.03–79.

Роторную сталь Р2МА исследовали на вырезках из высокотемпературных зон роторов высокого и среднего давления паровых турбин (К-200-130), отработавших различные сроки в составе оборудования тепловых электростанций (~50–55 и 200 тыс. ч). Сталь ЭИ-415 представлена вырезкой из совмещенного ротора высокого и среднего давления, демонтированного с турбины К-160-130 после наработки ~140 тыс. ч. Он относился к числу первой партии роторов из стали ЭИ-415 и принятая тогда штатная термообработка обеспечивала весьма высокий уровень прочностных свойств металла, но пониженные пластические характеристики и вязкость. В дальнейшем за счет совершенствования режима термообработки были повышены пластические свойства и вязкость стали. Химический состав и механические свойства стали Р2МА в целом соответствовали требованиям ТУ 108.1029-81, в то время как для стали ЭИ-415 наблюдался пониженный относительно данного ТУ уровень пластических свойств, обусловленный указанными выше причинами. В связи с этим исследуемая сталь ЭИ-415 имела, скорее всего, консервативные характеристики трещиностойкости.

Для проведения испытаний использовали компактные образцы на внецентренное растяжение номинальной толщиной 25 мм (тип СТ-1). Их изготавливали таким образом, чтобы плоскость надреза была ориентирована в радиально-осевом сечении цилиндрического элемента (трубы, вала). Для гнутых отводов образцы вырезали из растянутой зоныгиба. На лицевых гранях образцов выполняли поверхностные боковые надрезы (проточки или пазы) треугольного профиля в продолжение основного надреза образца. Благодаря этому трещина ползучести росла в плоскости боковых проточек, т.е. в продолжении плоскости основного надреза образца. При этом стеснение деформаций в плоскости боковых проточек обеспечивало условия, приближенные к плоскодеформированному состоянию. На всех испытуемых образцах выращивали исходные усталостные трещины в соответствии с установленными требованиями [23].

Испытания образцов проводили на серийных испытательных машинах типа АИМА 5-1 при различных уровнях температуры. Паропроводные стали исследовали в интервале температур 540–594 °С; роторные стали — в интервале температур 505–540 °С. Для обеспечения заданного температурного режима испытаний использовали муфельные печи, изготовленные на базе серийных электропечей из комплекта

испытательной машины АИМА, в трехсекционном исполнении с автономным регулированием напряжения на каждой секции. Существующая схема управления нагревом печи установки АИМА была усовершенствована с целью повышения точности и плавности регулировки температурного режима испытаний. В печи располагали цепочку из двух образцов, последовательно включенных в силовую цепь машины. Для регистрации раскрытия образца вдоль оси действия силы на захватах устанавливали специальную оснастку, обеспечивающую возможность измерения параметра раскрытия за пределами горячей зоны.

При проведении испытаний с периодичностью 2–4 ч измеряли перемещения образца (раскрытия берегов надреза) по линии действия силы. На начальном этапе испытаний для фиксирования момента страгивания трещины проводили частичную (~15–20 % от заданной нагрузки) разгрузку образца с последующим догрузением до заданного уровня. При отклонении тангенса угла наклона диаграммы нагрузка — перемещение более чем на 5 % от исходной величины дальнейшую периодическую разгрузку прекращали и данный момент времени считали началом роста трещины в условиях ползучести. Длительность испытаний задавали условием достижения величиной перемещения образца определенного уровня: обычно 1,0–2,0 мм в зависимости от заданной нагрузки и длины исходной трещины. Максимальная длительность испытания составила около 26 тыс. ч. По достижении заданной величины перемещения образец снимали с испытаний и доламывали при комнатной температуре на виброустановке. По излому образца на инструментальном микроскопе измеряли длину исходной усталостной трещины $\bar{a}_0$ и конечную длину трещины $\bar{a}_c$. Измерения выполняли по девяти точкам, равноотстоящим друг от друга (с интервалом ~2 мм) по толщине образца. Усредненную величину подраста трещины за время испытаний определяли как $\Delta a = \bar{a}_c - \bar{a}_0$. КИН для компактного образца с боковыми проточками (пазами) рассчитывали по формуле [24]

$$K_1 = K_s (B/B_N)^{0,68},$$

где K_s — значение КИН для компактного образца в стандартном исполнении [23]; $(B/B_N)^{0,68}$ — член, учитывающий влияние боковых пазов (B и B_N — толщина образца в брутто и нетто-сечениях соответственно). При определении КИН по стандартной формуле использовали для каждого подраста трещины средние значения ее длины

$$\bar{a} = \bar{a}_0 + \Delta a/2.$$

Результаты исследований в виде кинетических зависимостей СРТ от величины КИН (K_1) в условиях ползучести (зависимости типа (1)) для указанных выше сталей приведены на рис. 1–3.

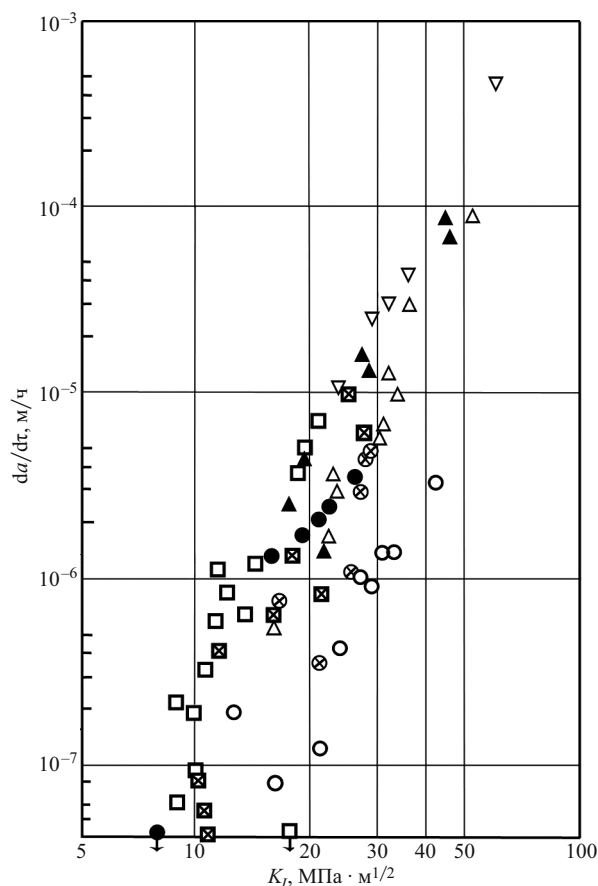


Рис. 1. Характеристики трещиностойкости при ползучести стали 12X1MF: ○, ⊗, ● — труба в исходном состоянии (при температуре T , равной 560, 583 и 594 °C соответственно; △, ▲, ▤, □ — гиб в исходном состоянии: △, ▲ — компактные образцы при 560 и 583 °C; ▤, □ — цилиндрические образцы при 540 и 560 °C; ▽ — гиб после наработки ~120 тыс. ч ($T = 560$ °C)

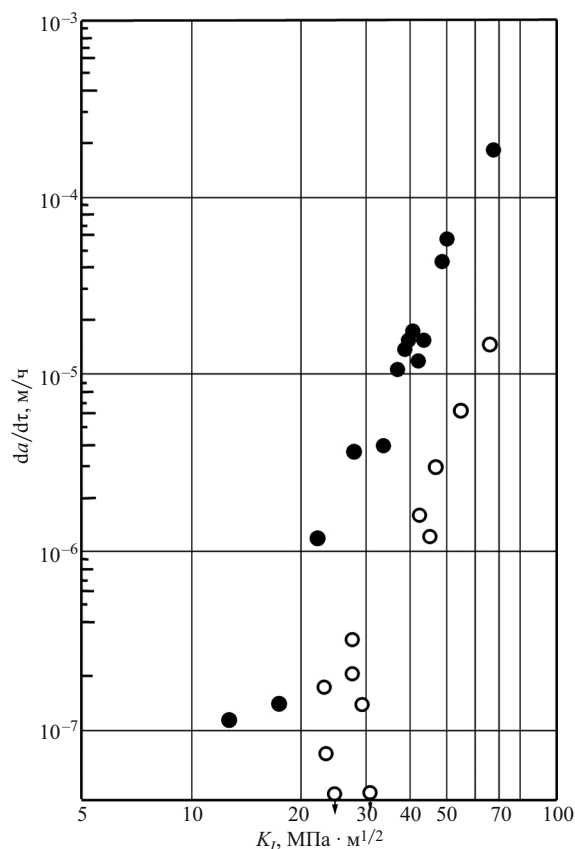


Рис. 2. Трещиностойкость при ползучести стали 15X1M1F в катано-штампованном (○) и литом (●) исполнениях при температуре 560 °C (исходный металл)

Обращает на себя внимание достаточно большой разброс экспериментальных данных, особенно в случаях, когда металл конкретной марки стали представлен в различных состояниях (см. рис. 1, 3). Повышение температуры приводит к ожидаемому увеличению СРТ в сталях для каждого рассмотренного состояния. Металл растянутой частигиба из стали 12X1MF характеризуется более высокими СРТ (т.е. более низкой трещиностойкостью) по сравнению с металлом прямой трубы (см. рис. 1). Это обусловлено тем, что в растянутой зоне отвода в процессе технологической операции гибки формируется поле интенсивной остаточной деформации, оказывающей существенное влияние на свойства металла. Эффект длительной наработки металла проявляется в снижении сопротивления развитию трещин при ползучести (см. рис. 1 и 3), что в принципе коррелирует с концепцией влияния на кинетику трещин ползучести микроповрежденности металла, накопленной в процессе длительного термостатического воздействия [20, 22], согласно соотношению (10).

На рис. 1 приведены результаты исследований кинетики трещин при ползучести, выполненных ранее в

ВТИ на цилиндрических образцах с кольцевой трещиной. Видно, что для одинакового материала в условиях однородного напряженного состояния (цилиндрический образец) трещины развиваются быстрее (при сопоставимых значениях КИН), чем в условиях неравномерного поля напряжений при наличии изгибной составляющей (компактный образец). Подобный характер влияния вида напряженного состояния на трещиностойкость металла при ползучести согласуется с результатами работы [9], в которой показано, что СРТ в условиях ползучести контролируется не только параметром КИН, но и характером распределения напряжений в сечении образца. Похожая закономерность прослеживается в предложенном в работе [22] подходе к анализу сопротивляемости сталей развитию трещин при ползучести, суть которого сводится к необходимости учета как сингулярной составляющей повреждаемости металла в локальной зоне вершины трещины, так и регулярной компоненты повреждаемости, зависящей, в частности, от напряженного состояния в сечении элемента (или образца).

Для стали 15X1M1F трещиностойкость при ползучести литого металла ниже, чем металла в катано-штампованном исполнении (см. рис. 2). Из сопоставления диаграмм на рис. 1 и 2 следует также, что сталь 15X1M1F в катано-штампованном варианте отличается несколько более высокой сопротивляемостью раз-

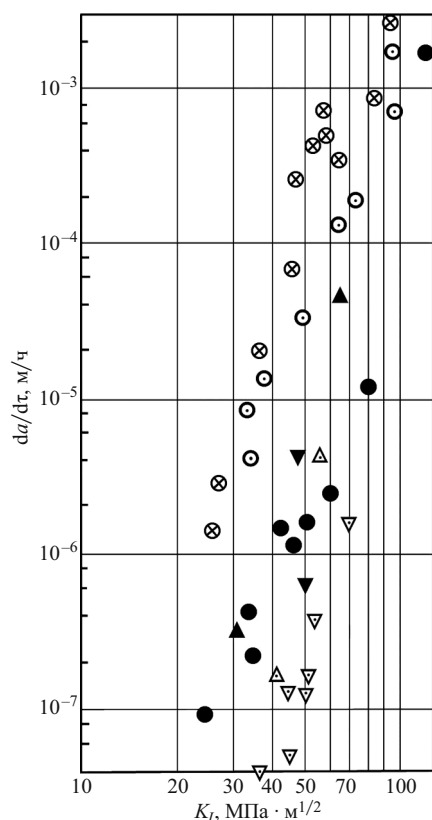


Рис. 3. Трещиностойкость при ползучести роторных сталей: P2M(A) — при температуре T , равной 525 – 530 °C (●, ▲, ▼) и 505 °C (△, ▽) (наработка ~50 тыс. ч (▼, ▽); ~55 тыс. ч (●); ~200 тыс. ч (▲, △); ЭИ-415 — при T , равной 540 (⊗) и 525 °C (⊙) (наработка 140 тыс. ч)

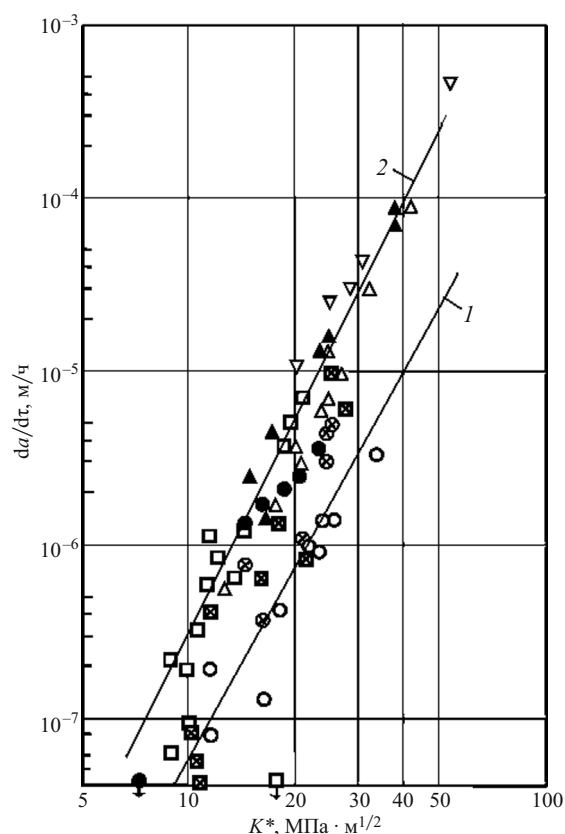


Рис. 4. Зависимости скорости роста трещин ползучести от приведенного КИН (K^*) в стали 12X1MΦ: обозначения экспериментальных точек те же, что на рис. 1; 1 и 2 — кинетические диаграммы для металла прямой трубы игиба соответственно

витию трещин ползучести по сравнению с менее жаропрочной сталью 12X1MΦ в аналогичном исполнении при одинаковой температуре испытаний. Это может означать, что трещиностойкость сталей при высокотемпературной ползучести зависит от жаропрочных свойств, что в свою очередь объясняет также различие в характеристиках трещиностойкости литого и катаного металла одной марки стали (см. рис. 2). Между тем результаты испытаний стали 15X1M1ФЛ в двух структурно-контрастных состояниях (бейнит и феррит с карбидами) показали [5], что сопротивление развитию трещин ползучести металла с более высокими жаропрочными свойствами и пониженной пластичностью (бейнитная структура) ниже, чем менее жаропрочного, но более пластичного металла (феррит) в области относительно низких КИН. В то же время при достаточно высоких уровнях КИН тенденция изменяется и теперь уже сталь с ферритной структурой проявляет более низкую трещиностойкость при ползучести, чем сталь с бейнитной структурой (менее пластичная, но более жаропрочная). Исходя из этого следует полагать, что сопротивление металла росту трещин при высокотемпературной ползучести определяется комплексом его свойств, в частности, параметрами кривой длительной прочности и кривой пол-

зучести, что собственно подтверждается структурой соотношений (8) и (9).

Роторные стали P2MA и ЭИ-415 отличаются от паропроводных сталей (12X1MΦ и 15X1M1Ф) более высокой прочностью и, как следствие, пониженной пластичностью, в связи с чем параметр КИН для них является предпочтительным для описания СРТ в условиях высокотемпературной ползучести [5, 9]. Это подтверждается достаточно умеренным разбросом экспериментальных данных (см. рис. 3) для конкретной партии металла и одинаковой температуры испытаний. Обращает на себя внимание более низкая сопротивляемость росту трещин ползучести стали ЭИ-415 по сравнению со сталью P2MA. По-видимому, фактор длительной пластичности является преобладающим для роторных сталей в плане влияния на сопротивление металла росту трещин ползучести. Повышение температуры испытаний приводит к увеличению СРТ (см. рис. 3), подтверждая, что процесс разрушения сталей в условиях высокотемпературной ползучести является термоактивируемым. Трещиностойкость стали P2MA имеет тенденцию к снижению в условиях ползучести при существенном увеличении (до ~200 тыс. ч) исходной наработки металла. В целом характер экспериментальных данных на рис. 3 свидетельствует, что увеличение СРТ с повышением

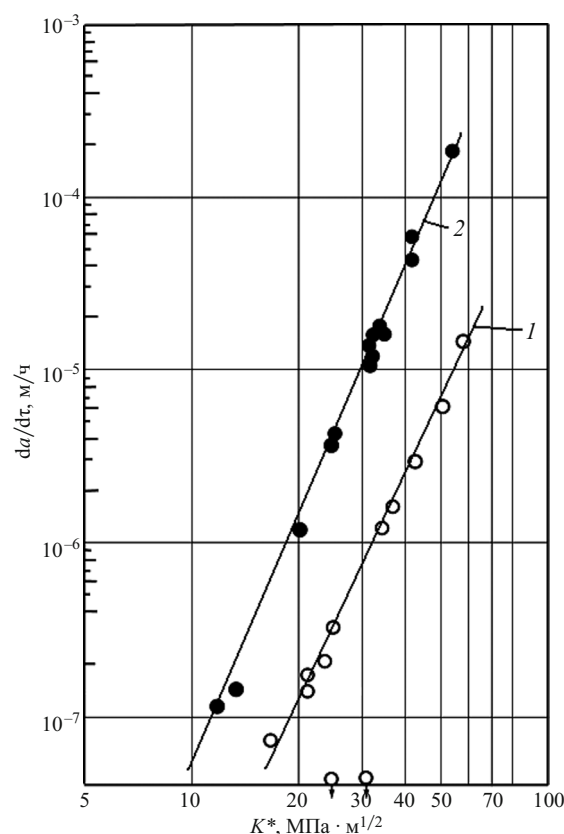


Рис. 5. Зависимости скорости роста трещин ползучести от приведенного КИН (K^*) в стали 15X1M1Ф в катано-штампованном (1) и литом (2) исполнениях при 560 °C (исходное состояние)

КИН в стали Р2МА происходит более интенсивно, чем в стали ЭИ-415, что приводит к сближению соответствующих кинетических зависимостей данных сталей в области достаточно высоких значений КИН. Как уже отмечалось, аналогичная тенденция была установлена по результатам исследований стали 15X1M1ФЛ, представленной двумя контрастными структурными состояниями [5].

В рамках предложенного здесь подхода, заключающегося в учете при определении КИН степени неоднородности напряженного состояния и времени развития трещины, полученные экспериментальные данные были дополнительно обработаны с определением приведенного КИН (K^*) согласно соотношению (14) и соответствующей перестройкой кинетических диаграмм. Полученные в результате обработки данных согласно уравнению (11) значения коэффициента k_a^* варьировались (для компактных образцов) в диапазоне 0,69–0,89, а значения коэффициента k_t^* , вычисленные по формуле (13), составляли от 1,04 до ~1,11. Экспериментальные зависимости СРТ от приведенного КИН (точки) для исследованных сталей показаны на рис. 4–6.

Видно, что реализация предложенного приема заметно снизила разброс экспериментальных данных для каждой конкретной партии испытанных образцов,

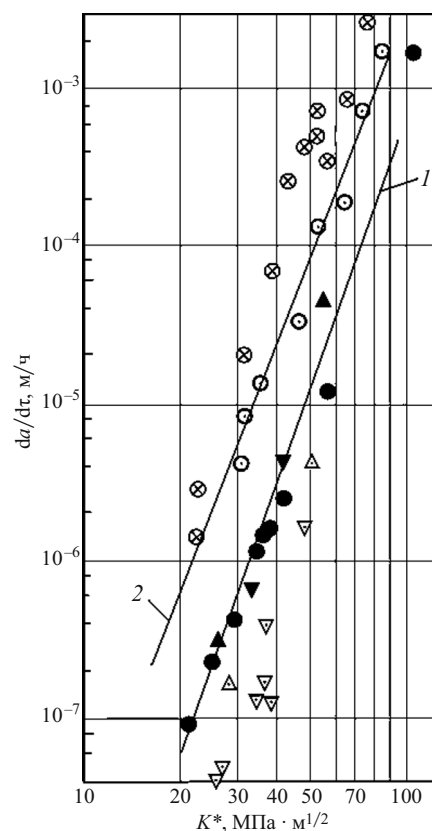


Рис. 6. Зависимости СРТ ползучести от приведенного КИН (K^*) в роторной стали: обозначения экспериментальных точек те же, что на рис. 3; 1 и 2 — кинетические диаграммы для сталей Р2МА и ЭИ-415 соответственно

т.е. для одного состояния металла, одинаковой температуры и т.д. Кроме того, результаты испытаний, проведенных для одного и того же материала (металл гига из стали 12X1МФ в исходном состоянии) на образцах различного типа, сблизились между собой и можно констатировать, что они располагаются в общей полосе разброса (см. рис. 4). Это подтверждает, что степень неоднородности напряженного состояния и накопленная поврежденность в сечении образцов учитываются за счет использования приведенного КИН в качестве параметра СРТ, благодаря чему нивелируется различие в кинетических диаграммах трещиностойкости, обусловленное влиянием этих факторов. Характерно также, что все отмеченные ранее тенденции по влиянию состояния металла и температуры испытаний на кинетику роста трещин ползучести сохраняются при интерпретации кинетических зависимостей через параметр приведенного КИН (см. рис. 4–6).

Для каждого исследованного материала строили кинетическую диаграмму трещиностойкости в координатах $da/d\tau - K^*$ для конкретно выбранной температуры испытаний, наиболее актуальной с точки зрения условий эксплуатации изделий из данного материала. При этом результаты испытаний по различным состояниям (наработке) металла конкретной стали объединяли в общий массив экспериментальных

Характеристики кинетических диаграмм трещиностойкости сталей при ползучести

Марка стали	Оборудование, элементы	Температура, °C	Коэффициенты кинетической диаграммы трещиностойкости	
			$A, (\text{МПа})^{-\beta} \text{м}^1 - \beta/2/\text{ч}$	β
12Х1МФ	Паропроводы: трубы, фасонные детали	560	Трубы: $8,97 \cdot 10^{-12}$	3,80
			Гибы: $1,90 \cdot 10^{-11}$	4,20
15Х1М1Ф	Паропроводы: трубы, фасонные детали, арматура	560	$1,68 \cdot 10^{-13}$	4,50
15Х1М1ФЛ	Литые изделия: детали паропроводов, корпусные детали турбин, арматуры	560	$1,05 \cdot 10^{-12}$	4,75
Р2МА	Роторы, диски паровых турбин	525	$1,13 \cdot 10^{-15}$	5,92
ЭИ-415		525	$6,70 \cdot 10^{-14}$	5,40

точек и обрабатывали методом наименьших квадратов с построением диаграммы в виде верхней границы 95 %-го доверительного интервала. Для паропроводных сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф(Л) кинетические диаграммы построены для температуры 560 °С, а для роторных сталей Р2МА и ЭИ-415 — для температуры 525 °С. Полученные в результате кинетические кривые трещиностойкости сталей $da/dt = K^*$ изображены на рис. 4 – 6. Соответствующие этим кривым значения коэффициентов степенного уравнения СРТ при ползучести вида (1) приведены в таблице. Здесь же указаны изготавливаемые из исследованных марок сталей элементы энергооборудования.

Полученные результаты свидетельствуют, что показатель степени β в кинетической зависимости трещиностойкости вида (1) для паропроводных (корпусных) сталей равен примерно 4 – 5 и для роторных сталей — 5,5 – 6,0, что согласуется с изложенными выше аналитическими зависимостями (8), (9). Следует обратить внимание, что сталь 15Х1М1Ф в рамках данного исследования была представлена в катано-штампованном исполнении, т.е. больше соответствовала материалу катаной трубы. Можно ожидать, что с переходом к металлу растянутой части гнутых отводов характеристики трещиностойкости этой стали при ползучести будут снижаться (аналогично, как это имеет место для стали 12Х1МФ), приближаясь к диаграмме трещиностойкости литого металла.

Обобщая изложенный материал, можно заключить следующее. Для теплоустойчивых сталей, применяемых в энергомашиностроении, экспериментально подтверждается возможность аппроксимации скорости роста трещин при ползучести в виде степенной зависимости от коэффициента интенсивности напряжений. Использование приведенного КИН, учитывающего особенности напряженного состояния в рабочем сечении и накопленную в процессе роста трещины поврежденность металла, позволяет заметно снизить разброс экспериментальных данных в указанной аппроксимации и построить кинетическую диаграмму трещиностойкости, приемлемую для практических расчетов живучести оборудования в условиях ползучести.

ЛИТЕРАТУРА

1. Машиностроение. Энциклопедия. Т. 1 – 38. — М.: Машиностроение, 1987 – 2009.
2. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Т. 1 – 44. — М.: МГОФ «Знание», 1998 – 2013.
3. Фролов К. В., Израилев Ю. Л., Махутов Н. А. и др. Расчет термонапряжений и прочности роторов и корпусов турбин. — М.: Машиностроение, 1998. — 239 с.
4. Ирвин Дж., Парис П. Основы теории роста трещин и разрушения. В кн.: Разрушение. Т. 3 / Под общей ред. Г. Либовица. — М.: Мир, 1976. С. 17 – 66.
5. Туляков Г. А., Скоробогатых В. Н., Гриневский В. В. Конструкционные материалы для энергомашиностроения. — М.: Машиностроение, 1991. — 240 с.
6. Rice J., Rosengren G. Plane — strain deformation near a crack tip / Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 1968. Vol. 16. N 1. P. 1 – 12.
7. Riedel H. Creep deformation at crack tips in elastic-viscoplastic solids / Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 1981. Vol. 29. P. 35 – 49.
8. Махутов Н. А. Обоснование предельных состояний материалов и конструкций в штатных и нештатных ситуациях / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 12. С. 3 – 5.
9. Котеразава Р., Мори Т. Применимость критериев механики разрушения к распространению трещины в условиях ползучести / Теоретические основы инженерных расчетов / Труды АОИМ. 1977. № 4. С. 11 – 18.
10. Бансюссан П., Маас Е., Пелу Р., Пино А. Исследование инициирования и распространения трещины при ползучести с привлечением принципов механики разрушения и локального подхода / Теоретические основы инженерных расчетов / Труды АОИМ. 1988. № 4. С. 145 – 158.
11. Морозов Е. М., Зернин М. В. Контактные задачи механики разрушения. — М.: Из-во URSS, 2010. — 544 с.
12. Матвиенко Ю. Г. Модели и критерии механики разрушения. — М.: Физматлит, 2006. — 328 с.
13. Ohtani R., Nitta A. Crack propagation in creep / Journal of the Society of Materials Science. 1976. Vol. 25. P. 746 – 752.
14. Балина В. С., Ланин А. А. Прочность и долговечность конструкций при ползучести. — СПб.: Политехник, 1995. — 182 с.
15. Махутов Н. А. Прочность и безопасность: фундаментальные и прикладные исследования. — Новосибирск: Наука, 2008. — 528 с.
16. Landes J. D., Begley J. A fracture mechanics approach to creep crack growth / ASTM STP-590. 1976. P. 128 – 148.
17. Harper M. P., Ellison E. G. The use of the C^* parameter in predicting creep crack propagation rates / Journal of Strain Analysis. 1977. Vol. 12. P. 167 – 179.
18. Hutchinson J. Plastic stress and strain fields at a crack tip / Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 1968. Vol. 16. N 5. P. 337 – 347.
19. Nikbin K., Smith D., Webster G. An Engineering approach to the Prediction of Creep Crack Growth / Transaction of the ASME. 1986. Vol. 107. P. 186 – 191.
20. Петреня Ю. К. Физико-механические основы континуальной механики повреждаемости. — СПб.: АООТ «НПО ЦКТИ им. И. Н. Ползунова», 1997. — 147 с.
21. Гринь Е. А. Возможности механики разрушения применительно к задачам прочности, ресурса и обоснования безопасной эксплуатации тепломеханического оборудования / Теплоэнергетика. 2013. № 1. С. 25 – 32.

22. Ланин А. А. Феноменологические закономерности развития хрупких локальных разрушений при высокотемпературной ползучести / Теплоэнергетика. 2013. № 1. С. 47 – 54.
23. ГОСТ 25.506–85. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. — М.: Госстандарт СССР, 1985. — 61 с.
24. Писаренко Г. С., Наumenко В. П., Волков Г. С. К определению коэффициента интенсивности напряжений в образце с боковыми пазами / Проблемы прочности. 1977. № 10. С. 5 – 10.

REFERENCES

1. Mashinostroenie [Engineering]. Encyclopedia. Vol. 1 – 38. — Moscow: Mashinostroenie, 1987 – 2009 [in Russian].
2. Bezopasnost Rossii. Pravovye, socialno-ekonomicheskie i nauchno-tekhnicheskie aspekty [The Security of Russia. Legal, socio-economic and scientific-technical aspects]. Vol. 1 – 44. — Moscow: MGOF “Znanie”, 1998 — 2013 [in Russian].
3. Frolov K. V., Izrailev Y. L., Makhutov N. A., et al. Raschet termopryazhenii i prochnosti rotorov i korpusov turbin [The calculation thermopressure and strength of the rotors and casings of the turbines]. — Moscow: Mashinostroenie, 1998. — 239 p. [in Russian].
4. Irvin J., Paris P. Osnovy teorii rosta treschin i razrusheniya [Fundamentals of the theory of crack growth and fracture]. In: Razruscheniye [The Fracture]. Vol. 3 / G. Libovic (ed.). — Moscow: Mir, 1976. P. 17 – 66 [Russian translation].
5. Tulyakov G. A., Skorobogatikh V. N., Grinevsky V. V. Konstruktsionnye materialy dlya énergomashinostroeniya [Structural materials for power engineering]. — Moscow: Mashinostroenie, 1991. — 240 p. [in Russian].
6. Rice J., Rosengren G. Plane — stain deformation near a crack tip / J. Mech. Phys. Solids. 1968. Vol. 16. N 1. P. 1 – 12.
7. Riedel H. Creep deformation at crack tips in elastic-viscoplastic solids / J. Mech. Phys. Solids. 1981. Vol. 29. P. 35 – 49.
8. Makhutov N. A. Obosnovanie predel'nykh sostoyanii materialov i konstruktsii v shtatnykh i neshtatnykh situatsiyakh [Justification of the limit states of materials and structures in normal and abnormal situations] / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2013. Vol. 79. N 12. P. 3 – 5 [in Russian].
9. Koteraza R., Mori T. Primenimost' kriteriev mekhaniki razrusheniya k rasprostraneniyu treshchiny v usloviyakh polzuchesti [The applicability criteria of fracture mechanics to crack propagation under creep] / Teor. Osn. Inzhenern. Rasch. / Trudy AOIM. 1977. N 4. P. 11 – 18 [in Russian].
10. Bansyussan P., Maas E., Pelu R., Pino A. Issledovanie initsirovaniya i rasprostraneniya treshchiny pri polzuchesti s privlecheniem printsipov mekhaniki razrusheniya i lokal'nogo podkhoda [Study the initiation and propagation of cracks under creep involving principles of fracture mechanics and local approach] / Teor. Osn. Inzhenern. Rasch. / Trudy AOIM. 1988. N 4. P. 145 – 158 [in Russian].
11. Morozov E. M., Zernin M. V. Kontaktnye zadachi mekhaniki razrusheniya [Contact tasks of fracture mechanics]. — Moscow: Izd. URSS, 2010. — 544 p. [in Russian].
12. Matvienko Y. G. Modeli i kriterii mekhaniki razrusheniya [Models and criteria of fracture mechanics]. — Moscow: Fizmatlit, 2006. — 328 p. [in Russian].
13. Ohtani R., Nitta A. Crack propagation in creep / J. Soc. Mater. Sci. 1976. Vol. 25. P. 746 – 752.
14. Balina V. S., Lanin A. A. Prochnost' i dolgovechnost' konstruktssii pri polzuchesti [The strength and durability of structures in creep]. — St. Petersburg: Politekhnik, 1995. — 182 p. [in Russian].
15. Makhutov N. A. Prochnost' i bezopasnost': fundamental'nye i prikladnye issledovaniya [Strength and security: fundamental and applied research]. — Novosibirsk: Nauka, 2008. — 528 p. [in Russian].
16. Landes J. D., Begley J. A fracture mechanics approach to creep crack growth / ASTM STP-590. 1976. P. 128 – 148.
17. Harper M. P., Ellison E. G. The use of the C^* parameter in predicting creep crack propagation rates / J. Strain Anal. 1977. Vol. 12. P. 167 – 179.
18. Hutchinson J. Plastic stress and strain fields at a crack tip / J. Mech. Phys. Solids. 1968. Vol. 16. N 5. P. 337 – 347.
19. Nikbin K., Smith D., Webster G. An Engineering approach to the Prediction of Creep Crack Growth / Trans. ASME. 1986. Vol. 107. P. 186 – 191.
20. Petrenya Yu. K. Fiziko-mekhanicheskie osnovy kontinual'noi mekhaniki povrezhdaemosti [Physico-mechanical basis of the continuum mechanics of damage]. — St. Petersburg: Izd. JSC “NPO TsKTI im. I. N. Polzunova”, 1997. — 147 p. [in Russian].
21. Grin' E. A. Vozmozhnosti mekhaniki razrusheniya primenitel'no k zadacham prochnosti, resursa i obosnovaniya bezopasnoi éksploatatsii teplo-mekhanicheskogo oborudovaniya [Possibilities of fracture mechanics as applied to problems of strength, resource and justify the safe operation of thermomechanical equipment] / Teploénergetika. 2013. N 1. P. 25 – 32 [in Russian].
22. Lanin A. A. Fenomenologicheskie zakonomernosti razvitiya khrupkikh lokal'nykh razrushenii pri vysokotemperaturnoi polzuchesti [Phenomenological regularities of development of brittle local fractures at high-temperature creep] / Teploénergetika. 2013. N 1. P. 47 – 54 [in Russian].
23. State Standard GOST 25.506–85. Metody mekhanicheskikh ispytaniy metallov. Opredelenie kharakteristik treshchinostoykosti (vyazkosti razrusheniya) pri staticheskom nagruzhении [Methods of mechanical testing of metals. The definition of the characteristics of crack resistance (fracture toughness) under static loading]. — Moscow: Gosstandart SSSR, 1985. — 61 p. [in Russian].
24. Pisarenko G. S., Naumenko V. P., Volkov G. S. K opredeleniyu koéffitsienta intensivnosti napryazhenii v obratse s bokovymi pazami [To the definition of the stress intensity factor in the specimen with side grooves] / Probl. Prochn. 1977. N 10. P. 5 – 10 [in Russian].