

## Влияние длительной эксплуатации на вязкость трубной стали 17ГС

С. А. Котречко<sup>а</sup>, А. Я. Красовский<sup>б</sup>, Ю. Я. Мешков<sup>а</sup>, Г. С. Меттус<sup>а</sup>,  
Ю. А. Полушкин<sup>а</sup>, В. М. Тороп<sup>б</sup>

<sup>а</sup> Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина

<sup>б</sup> Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

*Исследовано влияние длительной (в течение 30 лет) эксплуатации трубной стали 17ГС на уровень ее вязкости и способность сопротивляться хрупкому разрушению при наличии надрезов и трещиноподобных дефектов. Приведены результаты низкотемпературных (13...293 К) испытаний на одноосное растяжение цилиндрических образцов, вырезанных из основного металла архивной (эталонной) трубы и трубы после 30 лет эксплуатации. Установлено, что длительная эксплуатация не влияет на величину сопротивления микросколу  $R_{мс}$  (минимальное напряжение хрупкого разрушения) стали и практически не влияет на показатель деформационного упрочнения. Применение локального подхода к анализу разрушения показало, что основной причиной снижения вязкости стали после эксплуатации является увеличение ее предела текучести. Установлено, что небольшой (на 15%) рост предела текучести стали приводит к повышению на 40 К критической температуры выхода на нижний шельф по Шарпи и может вызывать двукратное падение трещиностойкости стали.*

**Ключевые слова:** трубная сталь, вязкость разрушения, охрупчивание, состаренная сталь, испытания по Шарпи.

**Введение.** В настоящее время длительность эксплуатации большинства действующих магистральных трубопроводов составляет примерно 20–30 лет. В связи с этим возникает необходимость оценки их текущего технического состояния и прогнозирования остаточного ресурса. Длительная эксплуатация трубопроводов приводит не только к появлению макродефектов, но и к изменению механических свойств металла трубы и сварных соединений. Современные методы диагностики позволяют получать информацию о наличии макроповреждений, их размерах и местонахождении в трубе, однако нет полной ясности относительно закономерностей влияния времени эксплуатации магистральных трубопроводов на уровень вязкости стали, величина которой определяет степень опасности как исходных, так и накопленных в процессе эксплуатации дефектов.

В работе [1] проводилось сравнение механических свойств образцов трубы после 30 лет эксплуатации из стали 17ГС и металла из архивной трубы, т.е. трубы, которая не эксплуатировалась. Установлено, что длительная эксплуатация приводит к увеличению пределов текучести (до 16%) и временного сопротивления разрушению (до 9%) стали и уменьшению (до 19%) относительного сужения. Снижение ударной вязкости по Шарпи КСУ при  $-40^{\circ}\text{C}$  достигает 50%. Эти данные свидетельствуют об охрупчивании стали после длительной эксплуатации, однако не позволяют напрямую оценить степень снижения ее вязкости и спрогнозировать опасность имеющихся в трубе дефектов.

© С. А. КОТРЕЧКО, А. Я. КРАСОВСКИЙ, Ю. Я. МЕШКОВ, Г. С. МЕТТУС, Ю. А. ПОЛУШКИН, В. М. ТОРОП, 2002

Цель работы заключалась в количественной оценке степени снижения вязкости стали 17ГС после тридцати лет эксплуатации и в анализе влияния этого снижения на способность стали сопротивляться хрупкому разрушению в условиях концентрации напряжений.

**Методика экспериментальных исследований.** Объектом исследований служил основной металл (сталь 17ГС) латвийского участка трубопровода, который был принят к эксплуатации в 1968 г. для транспортировки нефти из России в Восточную Европу, и сталь из архивной трубы той же партии поставки, но не претерпевшей эксплуатации. Химический состав стали приведен в табл. 1. Экспериментальные исследования предусматривали проведение испытаний цилиндрических образцов диаметром 2,5 мм на одноосное растяжение в интервале температур 13...293 К. Образцы на растяжение вырезали из половинок испытанных ранее образцов типа Шарпи, данные для которых представлены в работе [1]. Механические свойства исследовали на образцах, вырезанных из трубы вдоль направления прокатки. Скорость деформации  $\dot{\epsilon}$  составляла  $0,001 \text{ с}^{-1}$ .

Т а б л и ц а 1

Химический состав стали 17ГС, %

Состояние стали	Источник данных	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	Fe
I	ТУ 14-3-109-73, ГОСТ 19281-89	0,14...0,20	0,4...0,6	1,0...1,4	<0,30	<0,30	<0,30	<0,04	<0,035	Бал.
II	Микроанализ	0,18	0,38	1,21	0,11	0,19	0,15	0,02	0,020	Бал.
III	»	0,17	0,45	1,22	0,18	0,14	0,06	0,02	–	Бал.

**Примечание.** I – согласно стандарту; II – архивная; III – после эксплуатации (состаренная).

Кроме стандартных (общепринятых) механических характеристик, таких как условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , временное сопротивление разрушению  $\sigma_b$ , истинное сопротивление разрыву  $S_k$ , равномерная деформация  $e_p$ , относительное сужение  $\psi$ , показатель деформационного упрочнения  $n$  ( $n = \lg[\sigma_b(1 + e_p)/\sigma_{0,2}]/\lg[e_p/0,002]$ ), определяли уровень напряжения микроскола стали  $R_{mc}$  и значения коэффициента вязкости на пределе текучести  $K_T$  и коэффициента вязкости  $K_{T_2}$  при величине пластической деформации, равной 2%.

Уровень напряжения микроскола стали  $R_{mc}$  является мерой прочности металла в хрупком состоянии. Ее величина, численно равная минимальному значению сопротивления разрыву в интервале температур вязкохрупкого перехода при одноосном растяжении (рис. 1), определялась по ранее описанной методике [2, 3]. Коэффициент вязкости  $K_T$  на пределе текучести, т.е. при пластической деформации 0,2%, равен

$$K_T = \frac{R_{mc}}{\sigma_{0,2}} \quad (1)$$

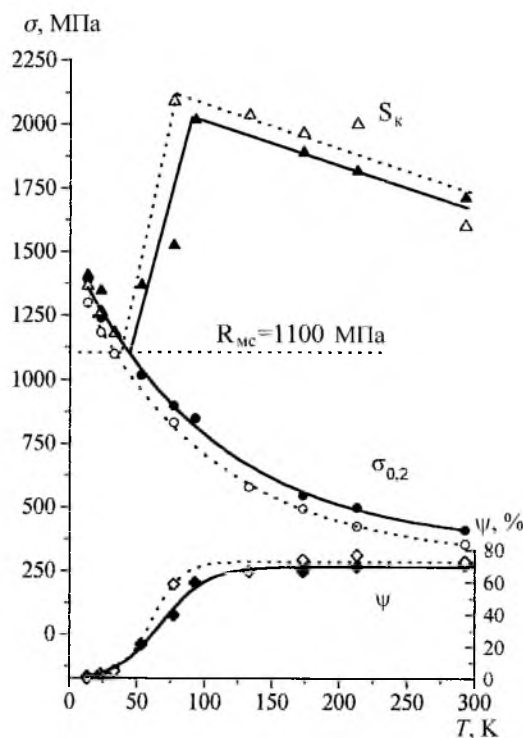


Рис. 1. Температурные зависимости предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , истинного напряжения разрыва  $S_k$  и относительного сужения  $\psi$  стали 17ГС в исходном (пунктирные линии) и состаренном (сплошные линии) состоянии.

Значение коэффициента вязкости металла при двухпроцентной пластической деформации рассчитывали следующим образом:

$$K_{T_2} = \frac{R_{mc}}{\sigma_{0,2}} \cdot 10^{-n}. \quad (2)$$

**Результаты и их обсуждение.** Согласно данным рис. 1, длительная эксплуатация приводит к увеличению предела текучести стали  $\sigma_{0,2}$ , однако в пределах разброса экспериментальных данных она не влияет на уровень напряжения микроскола стали  $R_{mc}$ . Величина показателя деформационного упрочнения стали  $n$  уменьшается после длительной эксплуатации незначительно (рис. 2). В соответствии с формулами (1) и (2) это означает, что основным фактором, обуславливающим снижение вязкости стали после длительной эксплуатации, является увеличение предела текучести стали.

Уровень хрупкой прочности сталей рассматриваемого класса контролируется размером ферритного зерна и долей перлитной составляющей [4]. Эти параметры микроструктуры остаются неизменными в процессе эксплуатации трубопровода [1], что является причиной постоянства величины  $R_{mc}$ . Рост предела текучести связан, по-видимому, с изменением субструктуры стали в процессе ее старения при эксплуатации трубопровода.

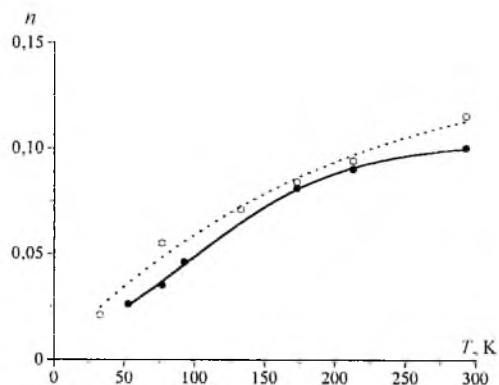


Рис. 2. Влияние температуры на величину показателя деформационного упрочнения исследуемой стали. (Здесь и на рис. 3 обозначения те же, что и на рис. 1.)

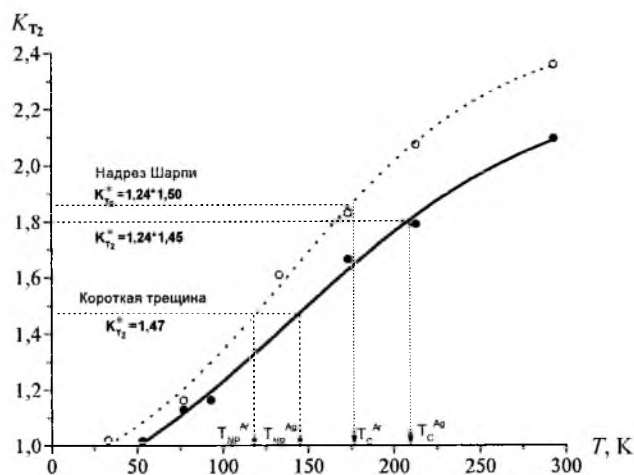


Рис. 3. Температурные зависимости коэффициента вязкости  $K_{T_2}$  стали 17ГС и определение критических температур.

Рассчитанные по (2) температурные зависимости коэффициента вязкости стали  $K_{T_2}$  для архивной и состаренной стали иллюстрирует рис. 3. Эти зависимости не только позволяют оценить степень снижения вязкости металла при одноосном растяжении, но и могут быть использованы для прогнозирования смещения температуры нулевой пластичности в случае разрушения стали в условиях концентрации напряжений, создаваемой различного рода надрезами и макродефектами, что можно наглядно продемонстрировать на примере расчета критической температуры  $T_C$  перехода на нижний шельф при испытании образцов типа Шарпи. В данном случае разрушение металла в вершине надреза инициируется в условиях одновременного воздействия трех охрупчивающих факторов – низких температур, трехосного растяжения и высокой ( $\dot{\epsilon} \approx 400 \text{ с}^{-1}$ ) скорости деформации. Согласно [5], образцы с надрезами типа Шарпи начинают разрушаться с нулевой пластичностью, когда значение коэффициента вязкости  $K_{T_2}$  дости-

гает критического уровня  $K_{T_2}^*$ , равного  $\approx 1,24\delta_U$ . С учетом (2) первое приближение для критерия локального разрушения в вершине надреза Шарпи при критической температуре имеет вид

$$1,24\delta_U(T_C) = \frac{R_{mc}}{\sigma_{0,2}(T_C)} \cdot 10^{-n(T_C)}, \quad (3)$$

где коэффициент  $\delta_U$  характеризует влияние скорости деформации на величину напряжения течения,  $\delta_U = \sigma_{0,2}^{dn} / \sigma_{0,2}^{st}$  ( $\sigma_{0,2}^{dn}$  – предел текучести стали в вершине надреза Шарпи в условиях динамического нагружения;  $\sigma_{0,2}^{st}$  – значение предела текучести при квазистатическом одноосном растяжении)<sup>1</sup>.

Правая часть этого нелинейного относительно  $T_C$  уравнения определяет величину коэффициента вязкости  $K_{T_2}$ , поэтому результаты его решения удобно представить на фоне температурной зависимости коэффициента вязкости (рис. 3). Рассчитанные значения  $T_C$  согласуются с температурными зависимостями ударной вязкости  $KCV [1]^2$  (рис. 4). Согласно полученным данным, увеличение на 15% предела текучести стали приводит к соответствующему уменьшению коэффициента вязкости  $K_{T_2}$  и, как следствие, смещению  $T_C$  образца типа Шарпи почти на 40 К в область более высоких температур.

Аналогично может быть оценена опасность трещиноподобных дефектов. Предлагаемый подход позволяет охватить весь диапазон длин дефектов – как мелких поверхностных трещин глубиной порядка нескольких десятых миллиметра, так и длинных (классических) трещин.

Мелкие поверхностные дефекты в виде повреждений металлургического и технологического происхождения, коррозионного растрескивания металла всегда присутствуют в трубопроводах. Ранее [6] было получено критическое значение коэффициента вязкости  $K_{T_2}^* \approx 1,47$ , при котором мелкие трещины глубиной 0,5 мм могут инициировать разрушение при номинальных напряжениях, равных  $\sigma_{0,2}$ . Соответственно температура  $T_{NP}$ , при которой происходит это разрушение, определяется из условия

$$1,47 = K_{T_2}(T_{NP}). \quad (4)$$

В нашем случае для архивной стали  $T_{NP} = 118$  К ( $-155^\circ\text{C}$ ), для состаренной стали  $T_{NP} = 145$  К ( $-128^\circ\text{C}$ ) (рис. 3). Смысл этих значений заключается в том, что они определяют температуры, ниже которых мелкие

<sup>1</sup> Методика определения значений  $\delta_U$  описана ниже в приложении. В этом приближенном варианте локального критерия разрушения не учитывается влияние скорости деформации на  $n$ .

<sup>2</sup> К сожалению, в работе [1] значения  $KCV$  определялись только до температур не ниже 213 К, поэтому положение нижнего шельфа для архивной стали определялось путем экстраполяции.

трещины могут инициировать разрушение, если в их окрестности уровень растягивающих напряжений достигает величины предела текучести. Источниками таких локальных перенапряжений в трубопроводах могут быть различного рода конструктивные концентраторы напряжений, а также остаточные напряжения в сварных соединениях.

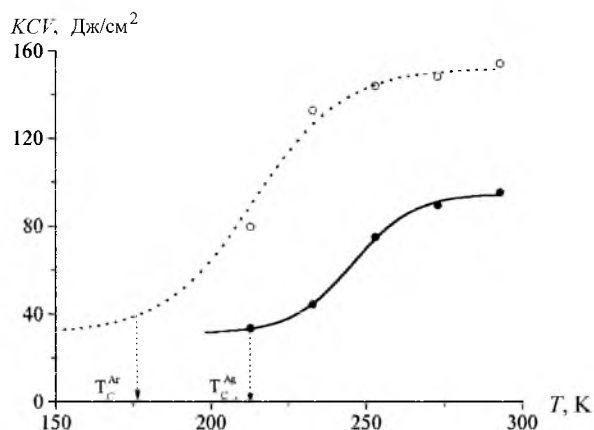


Рис. 4. Температурные зависимости ударной вязкости стали 17ГС:  $T_c^{Ar}$  и  $T_c^{Ag}$  – расчетные значения критических температур для архивной и состаренной стали. (Остальные обозначения те же, что и на рис. 1.)

Экспериментальное определение степени влияния старения на трещиностойкость  $K_{Ic}$  исследуемой трубной стали связано со значительными трудностями. Это обусловлено в первую очередь малой толщиной стенки трубы (7–10 мм) и низкой прочностью стали. В то же время установленные закономерности влияния длительной эксплуатации на вязкость  $K_T$  и хрупкую прочность  $R_{mc}$  стали позволяют оценить степень снижения ее трещиностойкости после эксплуатации в течение 30 лет. С этой целью может быть использована полученная ранее [7] связь между  $K_{Ic}$ , величиной напряжения микроскола  $R_{mc}$  и коэффициентом вязкости  $K_T$ :

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{I(n)}{1-\nu^2} \left( \frac{K_{ss}}{j\tilde{\sigma}(n)} \right)^{(1+n)/2n}} \sqrt{X_c R_{mc} K_T^{(1-n)/2n}}, \quad (5)$$

где  $I(n)$  и  $\tilde{\sigma}(n)$  – табулированные функции [8];  $\nu$  – коэффициент Пуассона;  $j$  – жесткость напряженного состояния,  $j = \sigma_1/\sigma_i$  ( $\sigma_i$  – интенсивность напряжений);  $K_{ss}$  – коэффициент, характеризующий степень превышения локальным напряжением разрушения металла в вершине макротрещины  $\sigma_F^*$  уровня напряжения микроскола  $R_{mc}$  ( $K_{ss} = \sigma_F^*/R_{mc}$ );  $X_c$  определяет расстояние от вершины трещины до очага, где инициируется разрушение<sup>3</sup>.

<sup>3</sup> Если значение хрупкой прочности металла  $R_{mc}$  в (5) выразить через величину локального напряжения разрушения  $\sigma_F^*$ , то с точностью до постоянной эта зависимость совпадает с выражениями для  $K_{Ic}$ , приведенными в [9–11].

Длительная эксплуатация не влияет на уровень  $R_{mc}$  и незначительно влияет на величину показателя деформационного упрочнения  $n$  (рис. 2). Это означает, что изменением величины  $X_c$  в первом приближении также можно пренебречь, поэтому уменьшение трещиностойкости стали в результате старения может быть оценено следующим образом:

$$\frac{K_{Ic}^{Ag}}{K_{Ic}^{Ar}} \approx \left( \frac{K_T^{Ag}}{K_T^{Ar}} \right)^{(1-n)/2n}, \quad (6)$$

где  $K_{Ic}^{Ag}$ ,  $K_T^{Ag}$  и  $K_{Ic}^{Ar}$ ,  $K_T^{Ar}$  – соответственно трещиностойкость и коэффициент вязкости состаренной и архивной стали.

Поскольку величина показателя коэффициента деформационного упрочнения  $n$  рассматриваемого класса сталей составляет примерно 0,1, незначительное уменьшение коэффициента вязкости стали должно вызывать существенное снижение ее трещиностойкости. Расчеты показывают, что в данном случае  $K_{Ic}^{Ag} \approx 0,5K_{Ic}^{Ar}$ , т.е. 15%-ное, в среднем, уменьшение вязкости стали должно приводить к двукратному снижению ее трещиностойкости.

## Выводы

1. Длительная эксплуатация стали 17ГС в магистральных трубопроводах не оказывает влияния на уровень напряжения микроскола  $R_{mc}$ .

2. Увеличение предела текучести в результате старения стали является основной причиной снижения ее вязкости после 30 лет эксплуатации.

3. Незначительный (~15%) рост предела текучести приводит к существенному охрупчиванию стали, которое проявляется, в частности, в двукратном падении трещиностойкости, повышении на 40К критической температуры выхода на нижний шельф по Шарпи и росте чувствительности стали к мелким трещиноподобным дефектам.

4. Для оценки состояния трубопровода информация о текущем уровне вязкости стали важна не менее, чем данные о дефектности трубы, поскольку дефекты, которые не опасны для стали в исходном состоянии, могут инициировать хрупкое разрушение состаренной стали.

5. Коэффициент вязкости  $K_{T_2}$  может быть использован как обобщенный параметр вязкости трубных сталей, позволяющий на количественном уровне не только описать эффект снижения вязкости сталей, но и оценить опасность накопленных в процессе эксплуатации трубопровода дефектов.

**Приложение.** Для описания влияния температуры испытания и скорости деформации на величину предела текучести стали использовалась предложенная в работе [12] зависимость

$$\sigma_{0,2} = \sigma_G + \sigma_0 \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\nu} \right)^{T/T_0}, \quad (7)$$

где  $\sigma_G$  – атермическая составляющая напряжения течения;  $\sigma_0$  – эффективное напряжение, необходимое для перемещения дислокации при  $T = 0$  К;  $\nu$  и  $T_0$  – константы металла;  $\dot{\epsilon}$  – скорость деформации;  $T$  – температура испытаний.

Т а б л и ц а 2

Параметры аппроксимации

Состояние стали	$\sigma_G$ , МПа	$\sigma_0$ , МПа	$\nu$ , $\text{c}^{-1}$	$T_0$ , К
Архивная	344,6	1100,9	1000000000	2680
Состаренная	395,3	1162,7	1000000000	2680

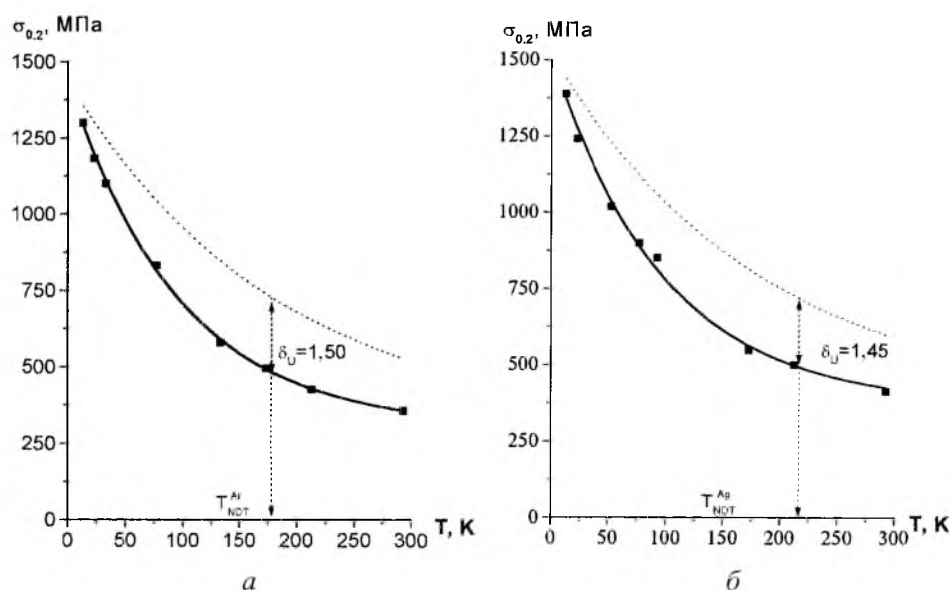


Рис. 5. Влияние температуры и скорости деформации на величину предела текучести стали 17ГС в архивном (а) и состаренном (б) состоянии. (Сплошные линии – данные эксперимента,  $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ c}^{-1}$ ; пунктирные – рассчитанные по (7) температурные зависимости для напряжения течения в вершине надреза Шарпи,  $\dot{\epsilon} = 400 \text{ c}^{-1}$ .)

Входящие в выражение (7) параметры определялись путем аппроксимации температурных зависимостей предела текучести стали 17ГС в архивном и состаренном состоянии (рис. 5, табл. 2). По порядку величины эти параметры согласуются с приведенными в [12] результатами экспериментальных исследований влияния скорости деформации и температуры испытания на предел текучести малоуглеродистой легированной марганцем стали.

## Резюме

Досліджено вплив тривалої (впродовж 30 років) експлуатації трубної сталі 17ГС на рівень її в'язкості і здатність чинити опір крихкому руйнуванню при наявності надрізів та тріщиноподібних дефектів. Наведено результати низькотемпературних (13...293 К) випробувань на одновісний розтяг вирі-



заних із основного металу архівної труби і труби після експлуатації впродовж 30 років циліндричних зразків. Установлено, що тривала експлуатація не впливає на величину опору мікросколу  $R_{mc}$  (мінімальне напруження крихкого руйнування) сталі. Спостерігається незначний вплив терміну експлуатації на величину показника деформаційного зміцнення. Використання локального підходу для аналізу руйнування свідчить, що основною причиною зменшення в'язкості сталі після експлуатації є зростання її границі текучості. Показано, що незначне (на 15%) збільшення границі текучості сталі призводить до росту на 40 К критичної температури виходу на нижній шельф по Шарпі і може викликати падіння тріщиностійкості на 50%.

1. *Krasowsky A. Y., Dolgiy A. A., and Torop V. M.* Charpy testing to estimate pipeline steel degradation after 30 years of operation // From Charpy to Present Impact Testing (Proc. of the Charpy Centenary Conference). – Poitiers (France). – 2001. – P. 89 – 95.
2. *Мешков Ю. Я.* Физические основы разрушения стальных конструкций. – Киев: Наук. думка, 1981. – 230 с.
3. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С., Никоненко Д. И.* Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллического металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 1. Экспериментальные закономерности // Пробл. прочности. – 1997. – № 4. – С. 5 – 16.
4. *Котречко С. А.* Статистическая модель хрупкого разрушения феррито-перлитных сталей // Металлофизика и новейшие технологии. – 2001. – 23, № 1. – С. 103 – 122.
5. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Физическая интерпретация характеристик разрушения, определяемых при испытаниях на ударный изгиб образцов типа Шарпи // Пробл. прочности. – 2001. – № 4. – С. 79 – 86.
6. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С., Никоненко Д. И.* Новый подход к оценке опасности коротких усталостных трещин // Там же. – 2000. – № 3. – С. 106 – 114.
7. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С., Никоненко Д. И.* Механика и физика квазихрупкого разрушения металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 3. Вязкость металлов и сплавов // Там же. – № 1. – С. 72 – 92.
8. *Цаслмайр Х.* Упругопластическая механика разрушения // Статическая прочность и механика разрушения сталей: Сб. науч. тр. / Пер. с нем. под ред. В. Даля, В. Антона. – М.: Металлургия, 1986. – С. 298 – 316.
9. *Pisarenko G. S. and Krasowsky A. Y.* Analysis of kinetics of quasi-brittle fracture of crystalline materials // Mechanical Behavior of Materials: Proc. Int. Conf. on Mechanical Behavior of Materials. – Kyoto, 1972. – 1. – P. 421 – 432.
10. *Красовский А. Я.* Хрупкость металлов при низких температурах. – Киев: Наук. думка, 1980. – 340 с.

11. *Ritchie R. O., Knott J. F., and Rice J. R.* On the relation between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel // *J. Mech. Phys. Solids.* – 1973. – **21**, No. 6. – P. 395 – 410.
12. *Sandstrom R. and Bergstrom Y.* Relationship between Charpy V transition temperature in mild steel and various material parameters // *Metal. Sci.* – 1984. – **18**. – P. 177 – 187.

Поступила 22. 02. 2002