НЕОРГАНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, 2020, том 56, № 11, с. 1271–1276

УДК 669.017:539.422.33

ПРИРОДА РАССЕЯНИЯ ВЕЛИЧИНЫ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗРУШЕНИИ В УСЛОВИЯХ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА

© 2020 г. М. М. Кантор[1], К. Г. Воркачев[1, *], К. А. Солнцев[1]

[1]*Институт металлургии и материаловедения им А.А. Байкова Российской академии наук, Ленинский пр., 49, Москва, 119334 Россия*

**e-mail: kvorkachev@imet.ac.ru*

Поступила в редакцию 15.05.2020 г.
После доработки 04.07.2020 г.
Принята к публикации 07.07.2020 г.

На примере низколегированной стали промышленного производства изучены природа повышенного рассеяния величины ударной вязкости в интервале вязко-хрупкого (В–Х) перехода посредством множественных испытаний на ударный изгиб и характеристики микроструктуры методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ). Установлено, что рассеяние величин ударной вязкости низколегированных сталей при разрушении в интервале В–Х-перехода обусловлено неоднородностью вязкости пластической зоны. Для определения локальной неоднородности вязкости пластической зоны в микроструктуре конкретных образцов, разрушенных в интервале В–Х-перехода, использована оценка доли суммарной длины вязких/хрупких микротрещин. Показана принципиальная возможность разработки метода разделения вкладов предшествующей и сопутствующей разрушению локальной пластической деформации для конкретных образцов в интервале В–Х-перехода на основе метода ДОЭ.

Ключевые слова: ударная вязкость, вязко-хрупкий переход, микротрещины, микроструктура, ДОЭ

DOI: 10.31857/S0002337X20110044

ВВЕДЕНИЕ

В соответствии с энергетическим критерием хрупкого разрушения металлических материалов основной вклад в хрупкое разрушение ферритных сталей вносит работа пластической деформации, происходящая в процессе распространения магистральной трещины [1]. Между тем, посредством испытаний на ударный изгиб определяют величину вязкости, включающую работу пластической деформации, совершенную на стадии изгиба еще до возникновения и распространения магистральной трещины [2]. С этой точки зрения целесообразной была бы разработка методики определения вязкости, учитывающая только работу пластической деформации, происходящую в процессе самого разрушения. В работе [3] высказано предположение, что в процессе разрушения образца при испытаниях на ударный изгиб наряду с распространением магистральной трещины происходит еще и другой процесс, который меняет измеряемую величину вязкости. Таким процессом может быть возникновение остаточных (вторичных) микротрещин скола [4–7]. Как показали результаты исследований на одноосное растяжение, такие микротрещины могут образовываться в зонах пониженной вязкости еще до окончательного разрушения образца. Попытки связать ударную вязкость с количественными характеристиками микротрещин скола предпринимались и ранее. Оценки количества [4] и максимальной длины в качестве характеристик процесса разрушения [7] привели к неубедительным результатам. Позднее методом дифракции отраженных электронов (**ДОЭ**) было показано, что при разрушении низколегированных сталей в интервале вязко-хрупкого (В–Х) перехода возникают как микротрещины скола, так и вязкие микротрещины [8].

Целью работы является изучение природы рассеяния величины ударной вязкости ферритных сталей при разрушении в условиях В–Х-перехода. Для этого в настоящей работе использовали явление возникновения микротрещин как процесса, сопровождающего возникновение и распространение магистральной трещины в интервале В–Х-перехода. При этом в качестве интегральной характеристики для оценки этого процесса использовали суммарную длину всех микротрещин сечения конкретных образцов. Это позволило связать механизм повышенного рассея-

Таблица 1. Химический состав

Элемент	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Массовая доля, %	0.106	0.58	1.53	0.009	0.002	0.06	0.06	0.11

ния величины ударной вязкости с локальными особенностями микроструктуры конкретных образцов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве объекта исследования использовали листовой прокат горячекатаной низкоуглеродистой стали, подвергнутый термическому улучшению (закалке и высокому отпуску) по промышленной технологии. Химический состав представлен в табл. 1.

Для оценки рассеяния величины ударной вязкости в интервале В–Х-перехода на маятниковом копре Roell Amsler RKP450 (Zwick/Roell) проводились множественные испытания на ударный изгиб с энергией удара в 300 Дж. По крайней мере 50 стандартных образцов 55 × 10 × 10 мм с *U*-образным надрезом было испытано при температурах от 20 до –80°C с шагом в 20°C. *U*-образный надрез был выбран для усиления явления рассеяния величин ударной вязкости в связи с большей чувствительностью по отношению к локальным особенностям микроструктуры [9].

Характер поверхностей разрушения оценивался макрофрактографическим методом с использованием системы для маркосъемки, состоявшей из камеры Canon EOS 6D, штатива, объектива Canon mp-e 65mm f/2.8 1-5x и коммерчески доступного программного пакета для обработки изображений.

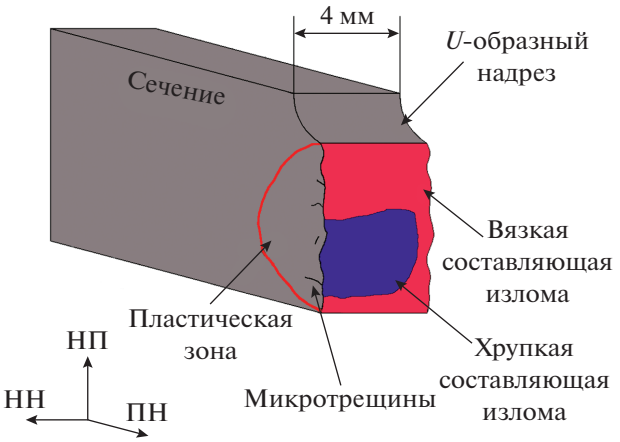

Рис. 1. Схема пробоподготовки образцов (НН – нормальное направление, НП – направление прокатки, ПН – поперечное направление).

Для характеристики микротрещин были отобраны 6 образцов, разрушенных при одной и той же температуре –60°C, показавших величины ударной вязкости из нижней части интервала рассеяния. Сечения отобранных образцов были подготовлены в соответствии со схемой, показанной на рис. 1.

Процедуры заливки, шлифовки и полировки металлографических шлифов были стандартными. На последней стадии полировки для снятия наклепанного поверхностного слоя применялась суспензия коллоидного кремния 0.05 мкм.

РЭМ и ДОЭ-измерения были выполнены на двухлучевой установке CrossBeam 1540 EsB (Carl Zeiss), оборудованной камерой ДОЭ Nordlys S (Oxford Instruments). ДОЭ-карты получены с ускоряющим напряжением 15 кВ, апертурой 60 мкм, в режиме высокого тока, с бинингом 4 × 4, шагом 200 нм по квадратному растру, с применением коррекции дрейфа. Для получения и пост-операционной обработки ДОЭ-данных использовались программные пакеты Aztec 3.1 и hkl Channel 5.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты испытаний на ударный изгиб и оценки поверхностей разрушения приведены на рис. 2. Разрушение при 20°C было полностью вязким. Повышенное рассеяние величин ударной вязкости и образование смешанных изломов подтверждают существование интервала В–Х-перехода при температурах от 0 до –80°C. Верхняя огибающая проявляет небольшое монотонное линейное снижение с понижением температуры испытаний в интервале В–Х-перехода. Нижняя огибающая показывает неоднородное нелинейное снижение.

Наблюдаемое явление связывают с повышенным вкладом разрушения сколом по сравнению с вязким отрывом [10]. В то же время стоит отметить, что вероятность обнаружения минимальных величин ударной вязкости зависит от числа испытаний при каждой температуре.

Оценка металлографических сечений образцов, отобранных из интервала рассеяния при –60°C, показало наличие микротрещин в локальных областях пластической зоны как под хрупкой, так и под вязкой составляющими изломов. Основываясь на механизмах разрушения, мы предположили возможность появления двойственности природы микротрещин в интервале В–Х-перехода. Для оценки природы микротрещин был ис-

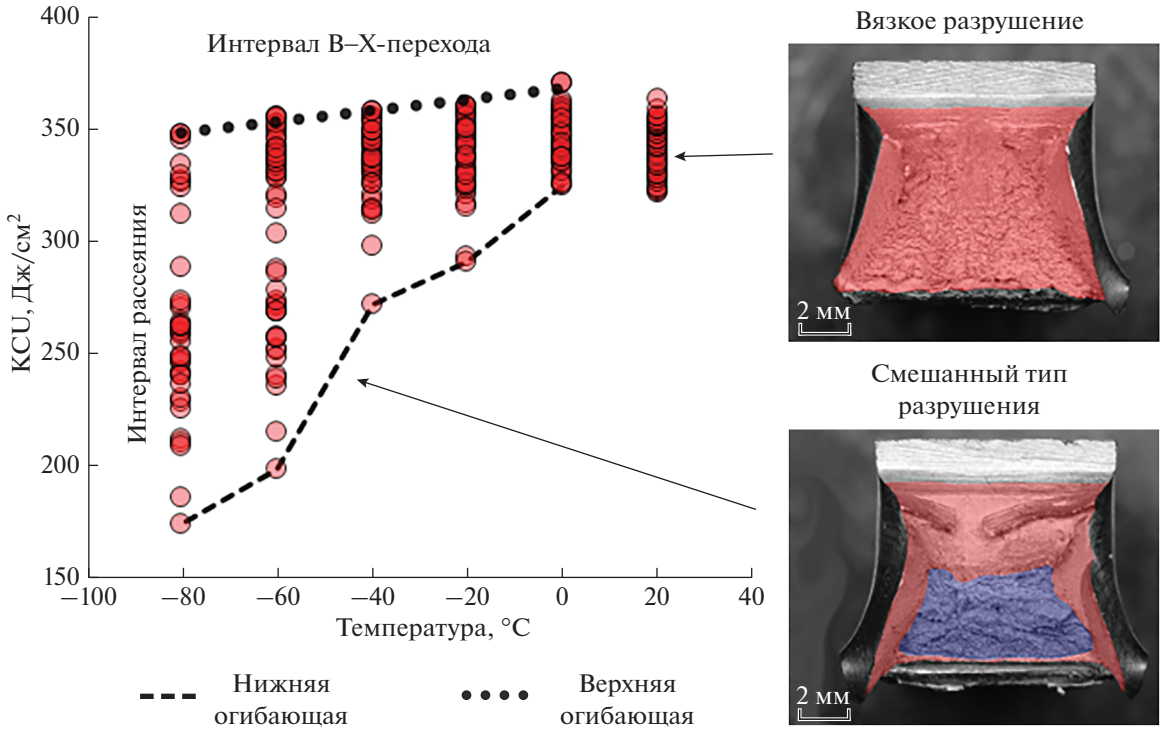

Рис. 2. Температурная зависимость ударной вязкости KCU и вид поверхностей разрушения.

пользован подход совершенной работы локальной пластической деформации [2]. В соответствии с ним работа, затраченная на зарождение и распространение вязкой трещины, гораздо больше работы, затраченной на зарождение и распространение хрупкой трещины.

Руководствуясь этими соображениями, с использованием методов ДОЭ была произведена оценка локальной изменчивости микроструктуры в областях пластической зоны, смежных с местами образования микротрещин (рис. 3).

Микротрещины в пластической зоне под хрупкой составляющей изломов были преимущественно остаточными, располагались в толще материала. Однако также наблюдались и другие микротрещины – ответвления от магистральной трещины. Оба типа микротрещин показывали практически прямую траекторию распространения и острые вершины (рис. 3а). Оценка и визуализация совершенства кристаллической решетки были осуществлены посредством представления карт качества ДОЭ-картин Band slope (BS). Небольшое снижение параметра BS в смежных с кромками микротрещин областях материала указывает на низкую степень локальной пластической деформации. Транскристаллитный характер разрушения выявляется на картах в представлении обратной полюсной фигуры (**ОПФ**) по одинаковой ориентации частей зерен, разделенных микротрещинами (рис. 3б). Размер зерен в микроструктуре пластической зоны под хрупкими поверхностями разрушения (7.5–7.6 мкм) был практически таким же, как и в исходном, неразрушенном, состоянии (табл. 2).

Измерение характеристики разброса ориентации зерен (**РОЗ**), усредняющего разориентации внутри отдельных зерен, использовали для оценки степени локальной пластической деформа-

Таблица 2. Оценка размера зерен и параметра РОЗ

Область микроструктуры	Тип микротрещин	Средний размер зерна, мкм	Средний РОЗ, град
Под хрупкой составляющей излома	Ответвления от магистральной трещины	7.6	6.9
	Остаточные	7.5	6.0
Под вязкой составляющей излома	Ответвления от магистральной трещины	4.3	11.1
Исходная (неразрушенная)	Нет микротрещин	7.9	2.6

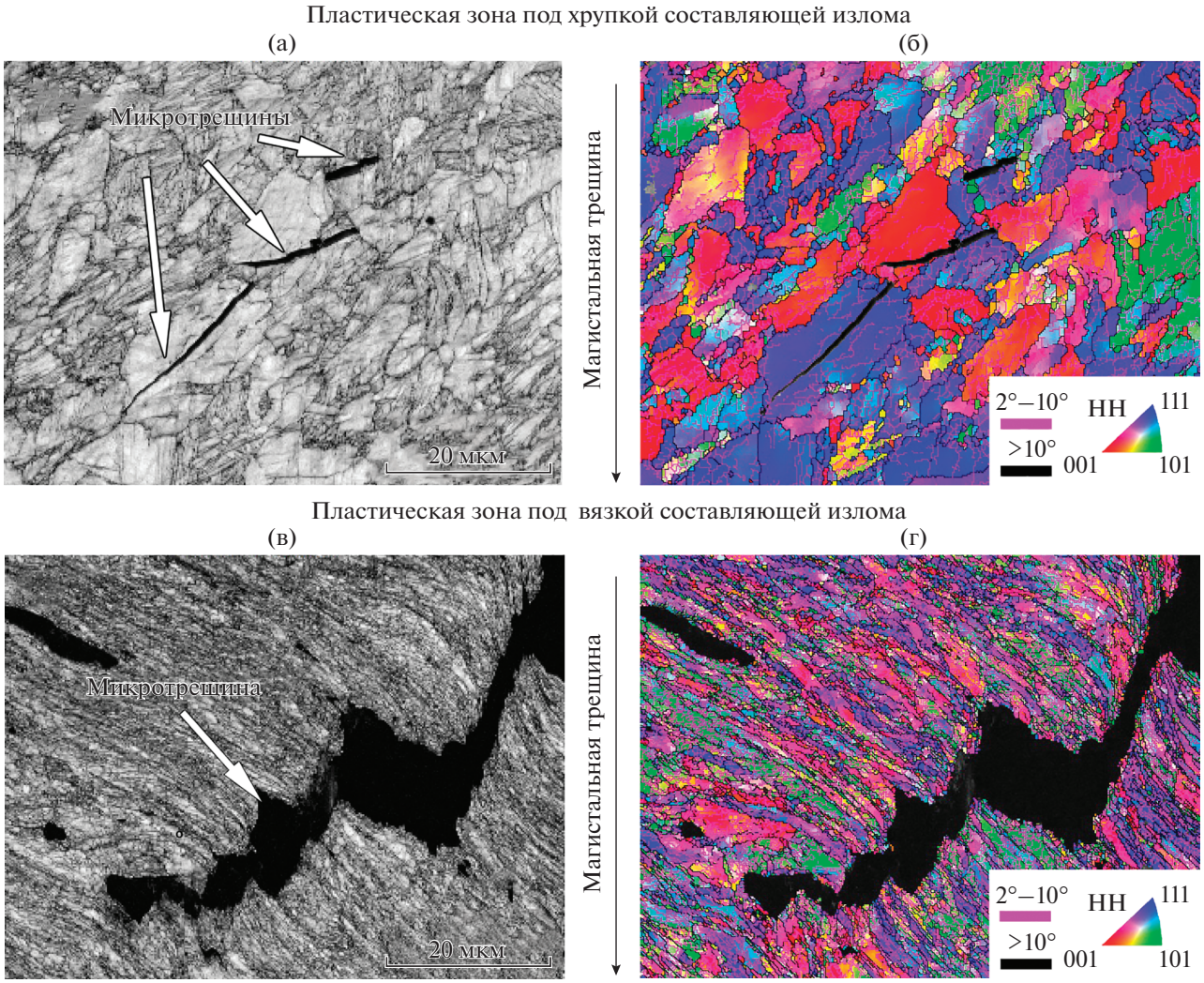

Рис. 3. Микроструктура пластической зоны образцов, разрушенных ударным изгибом при –60°С: а, в – карты качества ДОЭ-картин Band slope (BS); б, г – карты в представлении ОПФ.

ции. В отличие от областей в толще материала в областях расположения ответвлений от магистральной трещины наблюдалась большая степень локальной пластической деформации. По-видимому, наблюдаемое явление обусловлено растяжением краев микротрещин в процессе продвижения магистральной трещины.

Микротрещины в пластической зоне под вязкой составляющей разрушения в основном наблюдали как ответвления от магистральной трещины (рис. 3в). Вершины таких микротрещин обычно затуплены. Полностью измененная – деформированная и измельченная – микроструктура (существенное снижение среднего размера зерна – до 4.3 мкм) указывает на большую степень локальной пластической деформации (рис. 3г, табл. 2). Высокая степень локальной пластической деформации была подтверждена появлением развитой деформационной субструктуры (большого количества малоугловых границ 2°–10°) и значительным возрастанием параметра РОЗ (до 4 раз) в смежных с кромками микротрещин областях микроструктуры.

Таким образом, различия в степени локальной пластической деформации в разных областях пластической зоны позволяют сделать вывод о том, что образование микротрещин под хрупкой составляющей изломов является результатом скола, возникшего на ранней стадии разрушения. В свою очередь, образование микротрещин под вязкой составляющей изломов происходит по механизму вязкого отрыва в процессе продвижения магистральной трещины на более поздней стадии разрушения. В дальнейшем мы будем рассматривать описанные микротрещины как хрупкие и вязкие.

На основании описанных особенностей показана принципиальная возможность разработки новой методики оценки вязкости.

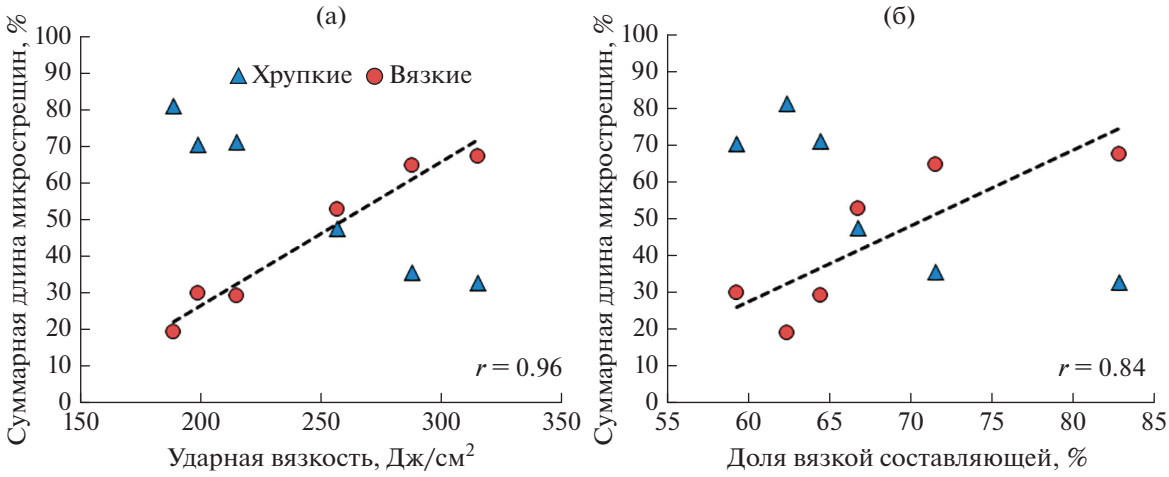

Рис. 4. Корреляция суммарной длины микротрещин и ударной вязкости KCU (а), объемной доли вязкой составляющей изломов (б).

На рис. 4 и в табл. 3 приведены результаты оценки суммарной длины всех микротрещин в качестве интегральной меры локальной изменчивости вязкости в сечениях конкретных образцов.

Из рис. 4а хорошо видно, что доля суммарной длины вязких микротрещин показывает практически линейный рост с повышением величины ударной вязкости конкретных образцов. Обратная зависимость наблюдается для хрупких микротрещин. Надежность установленного соотношения подтверждается корреляцией (хотя и с меньшим коэффициентом) между долей суммарной длины вязких/хрупких микротрещин и объемной долей вязкой составляющей изломов (рис. 4б).

Количественным индикатором образования локальных областей микроструктуры с различной вязкостью является суммарная длина всех микротрещин в сечениях конкретных образцов, разрушенных в интервале В–Х-перехода.

Таким образом, повышенное рассеяние величины ударной вязкости при разрушении образцов низколегированных сталей в интервале В–Х-перехода обусловлено образованием неоднородной пластической зоны.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Повышенное рассеяние величины ударной вязкости в интервале В–Х-перехода обусловлено образованием в микроструктуре ферритных сталей локальных областей с различным уровнем вязкости.

Суммарная длина вязких/хрупких микротрещин является мерой локальной изменчивости вязкости в микроструктуре сечений конкретных

Таблица 3. Количественная оценка ударной вязкости образцов из нижней части интервала рассеяния, разрушенных при –60°С

Образец	Ударная вязкость, Дж/см^2	Объемная доля вязкой составляющей изломов, %	Суммарная длина хрупких микротрещин, мм	Суммарная длина вязких микротрещин, мм	Доля суммарной длины хрупких микротрещин, %	Доля суммарной длины вязких микротрещин, %
1	189	62.4	728.2	171.7	80.9	19.1
2	199	59.3	1005.0	425.2	70.3	29.7
3	215	64.4	1301.8	533.3	70.9	29.1
4	257	66.8	612.6	682.0	47.3	52.7
5	288	71.5	529.0	962.3	35.5	64.5
6	315	82.8	787.9	1616.7	32.8	67.2

образцов, разрушенных в интервале В–Х-перехода. Установлен линейный характер корреляционной связи между долей суммарной длины вязких/хрупких микротрещин и величиной ударной вязкости.

Показана принципиальная возможность разработки метода разделения вкладов предшествующей и сопутствующей разрушению локальной пластической деформации для конкретных образцов в интервале В–Х-перехода на основе метода ДОЭ.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием 075-00947-20-00 при поддержке программы президиума РАН 37П.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Orowan E.* Energy Criteria of Fracture // Weld. J. Res.Suppl. 1955. P. 157–160.
2. *Штремель М.А.* Разрушение материала. Кн. 1. Разрушение. М.: МИСиС, М, 2014. 670 с.
3. *Kantor M.M., Bozhenov V.A.* Scattering of Values of Impact Toughness of Low-Alloy Steel in the Ductile-Brittle Transition Temperature Region // Inorg. Mater.: Appl. Res. 2014. V. 5. P. 293–302.
4. *Хан. Дж.Т., Авербах Б.Л., Оуэн В.С., Коэн М.* Возникновение микротрещин скола в поликристаллическом железе и стали // Атомный механизм разрушения. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1963. С. 109–137.
5. *Mc Mahon C.J., Cohen M.* Initiation of Cleavage in Polycrystalline Iron // Acta Metal. 1965. V. 13. № 6. P. 591–604.
6. *Okamura N.* Cleavage Fracture of Steels with Fine Grain Size // Met. Sci. 1983. V. 17. № 12. P. 581–589.
7. *Chen J.H., Wang Y.Z., Yan C., Ma H., Zhu L.* Advances in the Mechanism of Cleavage of Low Alloy Steel at Low Temperature. Part I: Critical Event // Int. J. Fract. 1997. V. 83. P. 105–120.
8. *Kantor M.M., Vorkachev K.G., Solntsev K.A.* Nature of Microcracks in Ferritic Steels Occurred during Fracture under Conditions of Ductile-Brittle Transition Temperature Region // Inorg. Mater. 2018. V. 54. P. 1071–1077.
9. *Shtremel M.A.* Informativeness of Measurements of Impact Toughness // Met. Sci. Heat Treat. 2008. V. 50. P. 544–557.
10. *Knott J.F.* Micromechanisms of Fibrous Crack Extension in Engineering Steels // Met. Sci. 1980. V. 14. P. 327–336.