

УДК 620.163.4

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СТАЛЕЙ В ИНТЕРВАЛЕ ПЕРЕХОДНЫХ ТЕМПЕРАТУР

© А. А. Барон¹, С. А. Кунавин²*Статья поступила 5 ноября 2014 г.*

Предложена методика ускоренной оценки ударной вязкости KCV сталей в интервале температур вязкохрупкого перехода. Получена обобщенная диаграмма ударной вязкости сталей. Для области температур 77 – 473 К установлена единая линейная зависимость $\frac{KCV_T}{KCV_{\pi}} = f\left(\frac{KCV_T HB_{\pi}}{KCV_{\pi} HB_T}\right)$, где

индексы «Т» и «π» означают соответственно температуру, для которой нужно оценить ударную вязкость, и температуру окончания действия механизма пластической деформации Пайерлса – Набарро. Разработана методика прогнозирования ударной вязкости с помощью указанной диаграммы. Методика позволила уменьшить объем необходимых испытаний, а также получить информацию, недоступную ранее из-за ограниченного объема материала.

Ключевые слова: ударная вязкость; твердость по Бринеллю; вязко-хрупкий переход.

Благодаря простоте определения ударная вязкость входит в число важнейших приемосдаточных характеристик и регламентирована множеством отечественных и зарубежных государственных стандартов на различные виды металлопродукции. Известно много работ [1 – 5], посвященных установлению корреляционных зависимостей между ударной вязкостью KCV и трещиностойкостью K_{Ic} . Это объясняется тем, что во-первых, затраты на определение ударной вязкости меньше, чем стоимость испытаний на вязкость разрушения, во-вторых, очень часто определить трещиностойкость не представляется возможным вследствие ограниченного объема металла. Последнее особенно актуально для магистральных нефте- и газопроводов, длительное время находящихся в эксплуатации, а также для оценки влияния радиации на материалы, используемые в атомных энергетических установках. Размеры камер для облучения весьма невелики, что исключает исследования натурных образцов. Типичным подходом в таких случаях является оценка трещиностойкости по ударной вязкости на образцах Шарпи с целью дальнейшего построения мастер-кривых [1 – 5].

Для построения серийных кривых ударной вязкости в необходимом температурном диапазоне требуются десятки образцов Шарпи. Кроме того, многообразие факторов, влияющих на вид серийных кривых $KCV(T)$, делает задачу прогнозирования ударной вязкости крайне сложной.

Данная статья посвящена проблеме прогнозирования ударной вязкости в интервале критических температур хрупкости. Получены общие закономерности, позволяющие существенно уменьшить объем и снизить трудоемкость испытаний.

Исследовали соотношения между ударной вязкостью KCV и твердостью HB (по Бринеллю) для сталей различных классов: трубных сталей контролируемой прокатки — 10Г2ФБ и 10Г2ФБ-У; горячекатаных 17Г1С-У, 17ГС и Вст3кп; нормализованных 10ХГНМАЮ, 06Г2НАБ; жаропрочной ферритно-мартенситной стали ФМ с содержанием феррита 10 – 12 % (типа ЭП823). Химический состав сталей приведен в таблице.

Ударную вязкость определяли по ГОСТ 9454–78 на образцах типа 11 с V-образным надрезом. Испытания жаропрочной ферритно-мартенситной стали ФМ выполняли в Государственном научном центре НПО «ЦНИИТМАШ», а остальных сталей — в Институте проблем прочности НАН Украины (г. Киев) [6]. Твердость HB измеряли в Волгоградском государственном техническом университете в соответствии с ГОСТ 9012–59. Техника этих экспериментов подробно описана в работе [7].

Температурные зависимости ударной вязкости исследованных сталей приведены на рис. 1. В зависимости от особенностей микроструктуры и химического состава форма и положение серийной кривой каждой стали относительно оси температур имели свои особенности.

На зависимостях твердости большинства трубных сталей от температуры (рис. 2) приблизительно при 243 К хорошо видны перегибы. Аналогичные особенности у исследованных трубных сталей наблюдаются и на температурных зависимостях предела текучести $\sigma_{0,2}(T)$ [6, 10]. У жаропрочной ферритно-мартенситной стали ФМ перегиб на зависимости $HB(T)$ имеется примерно при 473 К.

Это находится в соответствии с известными данными о последовательно-волнообразной зависимости деформирующего напряжения от температуры [8 – 11]. Для каждой волны характерен свой специфич-

¹ Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия; e-mail detmash@vstu.ru

² ГНЦ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», Москва, Россия.

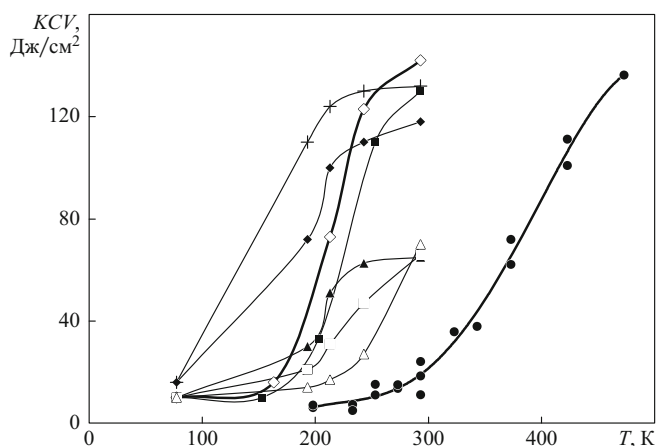


Рис. 1. Температурные зависимости ударной вязкости исследованных сталей: ◇ — 10Г2ФБ; ■ — 10Г2ФБ-У; ▲ — 17Г1С-У; □ — 17ГС; △ — ВстЗкп; ◆ — 10ХГНМАЮ; ⊕ — 06Г2НАБ; ● — ферритно-мартенситная сталь ФМ

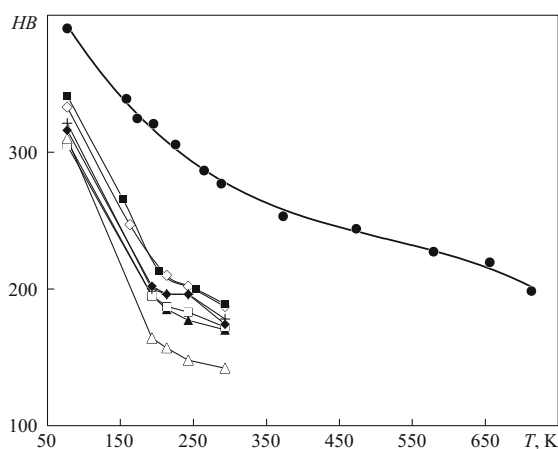


Рис. 2. Зависимость твердости исследованных сталей от температуры (обозначения те же, что на рис. 1)

ческий механизм, контролирующий пластическую деформацию. Самой первой (низкотемпературной) волне у металлов и сплавов с ОЦК-решеткой соответствует пластическая деформация по механизму

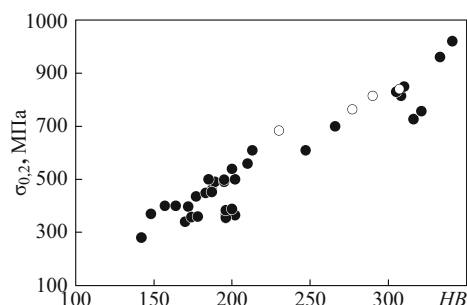


Рис. 3. Соотношение между пределом текучести и твердостью при температурах $77 \leq T \leq 713$ К: ○ — ферритно-мартенситная сталь ФМ; ● — все остальные стали

Пайерлса – Набарро [9]. Температура перегиба T_p , при которой происходит замена этого механизма другим, обусловлена особенностями микроструктуры и химического состава. Обращает на себя внимание то обстоятельство, что температура перегиба T_p у большинства исследованных сталей примерно соответствует началу верхнего горизонтального плато на серийных кривых KCV .

Соотношение между твердостью и условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$ при $77 \leq T \leq 713$ К представлено на рис. 3. Видно, что зависимость $\sigma_{0,2}(HB)$ в указанном интервале температур можно аппроксимировать прямой линией.

Как следует из рис. 4, при одинаковой твердости HB 180 (из рис. 2 видно, что эта твердость у исследованных сталей наблюдается при разных температурах) ударная вязкость рассмотренных сталей может отличаться примерно в десять раз (от 15 Дж/см² у стали ВстЗкп до 140 Дж/см² у 10Г2ФБ). Это обусловлено различиями в микроструктуре и химическом составе исследованных сталей.

Данные рис. 4 представлены на рис. 5 в виде зависимостей $KCV = f(KCV/HB)$. Чтобы построить эти линейные зависимости, достаточно двух точек. На практике для этого следует экспериментально установить зависимость $HB = f(T)$ и найти значения KCV , а также KCV/HB вблизи температур верхнего и ниж-

Химический состав исследованных сталей, % масс.

Элемент	10Г2ФБ	10Г2ФБ-У	17Г1С-У	17ГС	ВстЗкп	10ХГНМАЮ	06Г2НАБ	ФМ
C	0,10	0,10	0,16	0,15	0,17	0,12	0,08	0,14
Mn	1,60	1,55	1,39	1,31	0,59	1,20	1,50	0,63
Si	0,33	0,33	0,51	0,51	0,22	0,26	0,25	1,17
S	0,004	0,004	0,018	0,016	0,025	0,01	0,01	—
P	0,020	0,020	0,015	0,017	0,016	0,01	0,02	—
Cr	—	—	0,02	—	—	0,04	—	11,1
Al	—	—	0,042	—	—	0,13	0,03	—
Ti	0,021	0,020	0,064	—	—	—	—	—
As	—	—	0,010	0,004	0,002	—	—	—
V	0,097	0,096	—	—	—	—	—	0,34
Nb	0,025	0,025	—	—	—	—	0,15	0,24
Mo	—	—	—	—	—	0,30	—	0,74
Ni	—	—	—	—	—	1,30	0,70	0,72

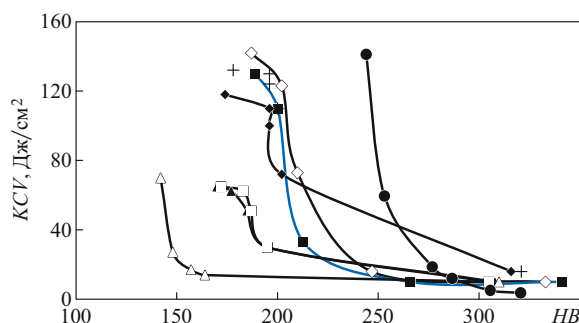


Рис. 4. Связь между ударной вязкостью KCV и твердостью HB в интервале температур $77 \leq T \leq 473$ К (обозначения те же, что на рис. 1)

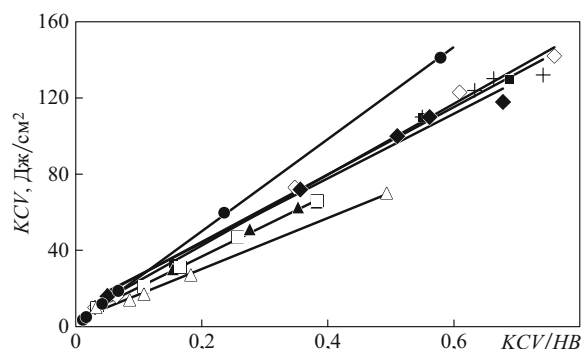


Рис. 5. Зависимости $KCV = f(KCV/HB)$ в интервале вязкохрупкого перехода (обозначения те же, что на рис. 1)

него порогов хладноломкости. После этого можно определить значения KCV при любой температуре между этими порогом, поскольку зависимость $HB = f(T)$ уже известна. Хотя описанная методика существенно упрощает получение серийных кривых ударной вязкости, она не является обобщенной, так как зависимости $KCV = f(KCV/HB)$ у разных сталей не совпадают между собой.

Физический смысл отношения KCV/HB попытаемся пояснить путем следующих рассуждений. Ударная вязкость KCV коррелирует с вязкостью разрушения K_{Ic} , а твердость HB — с пределом текучести $\sigma_{0,2}$ (см. рис. 3). Поэтому отношение KCV/HB по смыслу напоминает параметр $K_{Ic}/\sigma_{0,2}$, характеризующий протяженность зоны ограниченной пластичности перед вершиной трещины. Следовательно, величина KCV/HB характеризует деформированный объем.

Обобщенная методика прогнозирования ударной вязкости. Предлагаемая методика основана на следующих трех экспериментально проверенных положениях (справедливых, по крайней мере, для исследованных сталей):

интервалу переходных температур ударной вязкости соответствует низкотемпературная волна зависимости $HB(T)$, где пластическая деформация контролируется механизмом Пайерлса – Набарро, причем верхняя граница (порог) T_n интервала переходных температур соответствует концу этой волны (перегибу) зависимости $HB(T)$;

прогнозирование ударной вязкости во всем интервале переходных температур возможно, если известны два параметра, из которых один — твердость HB или предел текучести $\sigma_{0,2}$, а второй — ударная вязкость KCV_n при температуре T_n ;

отношение любой ударной вязкости KCV_T внутри интервала переходных температур к ударной вязкости KCV_n при температуре T_n (KCV_T/KCV_n) пропорционально отношению соответствующих деформированных объемов, которое удобно характеризовать выражением $(KCV_T HB_n)/(KCV_n HB_T)$.

На рис. 6 представлена обобщенная диаграмма ударной вязкости трубных сталей. При расчетах зна-

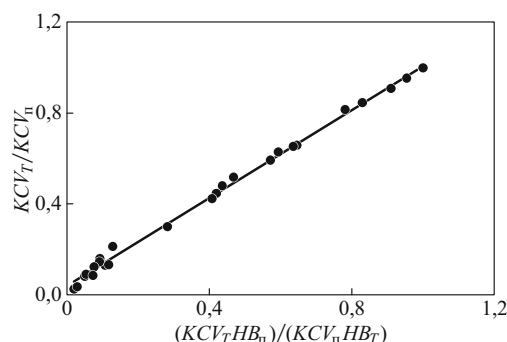


Рис. 6. Обобщенная диаграмма ударной вязкости KCV трубных сталей

чение температуры перегиба зависимости $HB(T)$ принималось равным 243 К для трубных сталей и 473 К для жаропрочной ферритно-мартенситной стали. Уравнение обобщенной зависимости, представленной на рис. 6, имеет вид

$$\frac{KCV_T}{KCV_n} = 0,9661 \frac{KCV_T HB_n}{KCV_n HB_T} + 0,0389. \quad (1)$$

Коэффициент корреляции составляет 0,999.

Представленные результаты позволяют предложить следующую методику оценки ударной вязкости. Сначала получают зависимость $HB(T)$. Затем визуальным или расчетом, приравняв к нулю вторую производную аппроксимирующей функции $HB(T)$, определяют температуру T_n , соответствующую положению точки перегиба кривой, и отвечающую ей твердость HB_n . После этого находят KCV_n при температуре T_n . Далее вычисляют отношения HB_n/HB_T при любой температуре из исследованного диапазона и рассчитывают

$$KCV_T = \frac{0,0389 KCV_n}{1 - 0,9661 HB_n / HB_T}. \quad (2)$$

На рис. 7 представлены результаты экспериментальной проверки предложенного подхода. Как видно, точки удовлетворительно располагаются вдоль линии,

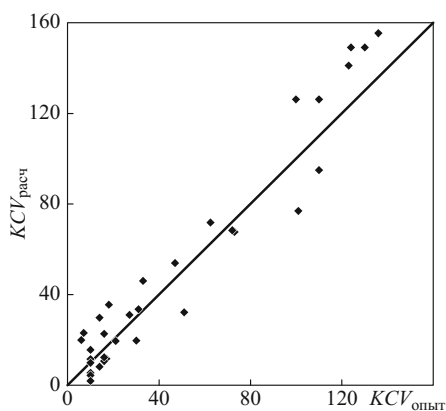


Рис. 7. Результаты экспериментальной проверки разработанного метода

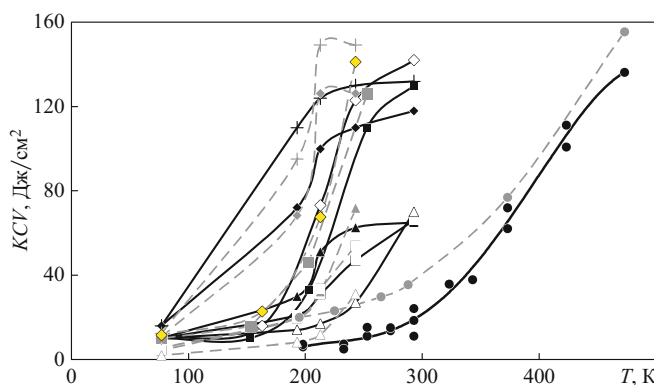


Рис. 8. Экспериментальные (черные символы, сплошные линии) и расчетные (серые символы, пунктирные линии) серийные кривые (обозначения те же, что на рис. 1)

составляющей 45° с координатными осями, что свидетельствует о достоверности метода.

Из сопоставления экспериментальных и расчетных серийных кривых $KCV(T)$ (рис. 8) можно сделать вывод, что предлагаемая методика демонстрирует достаточно адекватный прогноз ударной вязкости в интервале переходных температур.

В заключение следует отметить, что мониторинг состояния металла объектов повышенной опасности, находящихся в эксплуатации, представляет собой весьма актуальную задачу. Этот процесс нередко бывает сопряжен с выводом объектов из эксплуатации, что обусловлено вырезкой значительного количества образцов и их последующими испытаниями. Полученные в данной работе новые соотношения между ударной вязкостью KCV и твердостью HV в интервале критических температур хрупкости позволили предложить универсальную обобщенную методику прогнозирования ударной вязкости. Это дало возможность уменьшить объем необходимых испытаний без значительного ущерба для их достоверности, а в ряде случаев — получить информацию, недоступную ранее из-за ограниченного объема материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. The Use of Small-Scale Specimens for Testing Irradiated Material: ASTM STP 888, 1986. — 379 p.
2. Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension: ASTM STP 1204, 1993. — 462 p.
3. Small Specimen Test Techniques: ASTM STP 1329, 1998. — 626 p.
4. Small Specimen Test Techniques. Vol. 4. ASTM STP 1418, 2002. — 495 p.
5. Small Specimen Test Techniques: Vol. 5. ASTM STP 1502-2009. — 267 p.
6. Красовский А. Я., Краси́ко В. Н. Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов. — Киев: Наукова думка, 1990. — 176 с.
7. Baron A. A. A Thermodynamic Model For Fracture Toughness Prediction / Eng. Fract. Mech. 1993. Vol. 46. N 2. P. 245 – 251.

8. Фрост Г. Дж., Эшби М. Ф. Карты механизмов деформации. — Челябинск: Metallurgiya, 1989. — 328 с.
9. Борисенко В. А. Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах. — Киев: Наукова думка, 1984. — 212 с.
10. Baron A. A. The Generalized Diagram of Fracture Toughness for Pipeline Steels / Int. J. Press. Vessels Pip. 2012. N 98. P. 26 – 29.
11. Барон А. А., Слюсарева О. Ф. Диаграмма трещиностойкости трубных сталей / Изв. ВолгГТУ. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». Вып. 6: межвуз. сб. науч. ст. 2012. № 9(96). С. 117 – 120.

REFERENCES

1. The Use of Small-Scale Specimens for Testing Irradiated Material: ASTM STP 888, 1986. — 379 p.
2. Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension: ASTM STP 1204, 1993. — 462 p.
3. Small Specimen Test Techniques: ASTM STP 1329, 1998. — 626 p.
4. Small Specimen Test Techniques. Vol. 4. ASTM STP 1418, 2002. — 495 p.
5. Small Specimen Test Techniques: Vol. 5. ASTM STP 1502, 2009. — 267 p.
6. Krasovsky A. Ya., Krasiko V. N. Treshchinostoykost' staley magistr'al'nykh truboprovodov [Fracture toughness of the main pipeline steels]. — Kiev: Naukova Dumka, 1990. — 176 p. [in Russian].
7. Baron A. A. A Thermodynamic Model For Fracture Toughness Prediction / Eng. Fract. Mech. 1993. Vol. 46. N 2. P. 245 – 251.
8. Frost H. J., Ashby M. F. Deformation-Mechanism Maps. — Chelyabinsk: Metallurgiya, 1989. — 328 p. [Russian translation].
9. Borisenko V. A. Tverdst' i prochnost' tugoplavkikh materialov pri vysokikh temperaturakh [Hardness and strength of high-melting materials at the high temperatures]. — Kiev: Naukova Dumka, 1984. — 212 p. [in Russian].
10. Baron A. A. The Generalized Diagram of Fracture Toughness for Pipeline Steels / Int. J. Press. Vessels Pip. 2012. N 98. P. 26 – 29.
11. Baron A. A., Sliusareva O. F. Diagramma treshchinostoykosti trubnykh staley [The fracture toughness diagram for pipeline steels] / Izv. VolgGTU. Ser. Probl. Materialoved. Svarki Prochn. Mashinostr. Issue 6: Mezhevuz. Sb. Nauch. St. 2012. N 9(96). P. 117 – 120 [in Russian].