



МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ УЗЛОВ НА ОСНОВЕ СОЧЕТАНИЯ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И ИЗМЕРЕНИЙ НА ОБРАЗЦАХ МАЛОГО СЕЧЕНИЯ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, канд. физ.-мат. наук,
А. П. СЕМЕНОВ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

В рамках развития метода Б. З. Марголина по определению вязкости разрушения конструкционных сталей за счет более строгого моделирования деформационных процессов в зоне трещины испытуемого образца предложен модернизированный метод для построения вероятностных кривых зависимости K_{IC} от температуры для образцов из охрупченной стали 15X2НМФА толщиной 50 мм по результатам испытания образцов толщиной 10 мм при температуре $-100\text{ }^\circ\text{C}$.

Ключевые слова: вязкость разрушения, вероятность разрушения микросколом, параметры распределения Вейбулла, напряжения в зоне трещины, характеристики деформирования материала

Известно, что получить надежные данные о характеристиках сопротивления материала хрупкому разрушению типа вязкость разрушения K_{IC} современных конструкционных сталей, особенно в зоне сварных соединений, достаточно сложно, поскольку это связано с испытаниями образцов большого сечения, что не всегда возможно для «горячих точек» эксплуатируемых сварных конструкций.

По стандарту образцы для испытаний, связанных с определением K_{IC} , должны иметь толщину B (длину трещины вдоль ее основания) на уровне $B > (1,0 \dots 2,5)(K_{IC}/\sigma_T)^2$, где σ_T — предел текучести материала. При $K_{IC}/\sigma_T > (5 \dots 8)\text{ мм}^{1/2}$ требуемые значения $B \geq 50 \dots 150\text{ мм}$, что сложно для проведения испытаний, особенно при выполнении технической экспертизы эксплуатируемых конструкций.

В этой связи получили распространение подходы, основанные на замене трудноосуществимого экспериментального измерения K_{IC} комплексом доступных измерений с последующим получением искомого результата, на основе соответствующих моделей пересчета [1–3] и др. Эти подходы отличаются как измеряемыми характеристиками материала, так и моделями пересчета.

При этом можно отметить стремление исследователей компенсировать недостаток экспериментальной информации соответствующим мате-

матическим моделированием характерных явлений, связанных с разрушением образцов.

С этих позиций особое внимание заслуживает подход, предложенный в [4] и развитый в работах Б. З. Марголина [5, 6] и др., суть которого заключается в следующем.

Рассмотрим образец для определения K_{IC} при растяжении либо трехточечном изгибе (рис. 1). Напряженное состояние у вершины трещины зависит от условий нагружения (нагрузки P , геометрии образца, температуры испытания и свойств материала образца оказывать сопротивление упругопластическому деформированию). В свою очередь нагрузка P и геометрия образца определяют значения коэффициента интенсивности напряжений K_I по известным зависимостям [7].

Поликристаллический материал образца у вершины трещины представляется как совокупность элементарных ячеек, размеры ρ которых соответствуют среднему размеру зерен поликристаллического материала. Для элементарной ячейки используется вероятностный критерий хрупкого разрушения по механизму зарождения трещины микроскола в следующем виде:

$$P(\sigma_1) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_1 - A}{\sigma_d} \right)^\eta \right], \quad (1)$$

где σ_1 — максимальное главное напряжение в данной ячейке при нагрузке, определяемой K_I ; $A = S_k(\omega)$ либо $A = \sigma_{d0}$ (что больше); σ_{d0} , σ_d , η — параметры распределения Вейбулла (для данного материала приняты не зависящими от температуры T и степени деформации ω); $S_k(\omega)$ — сопротивление отрыву в зависимости от ω .

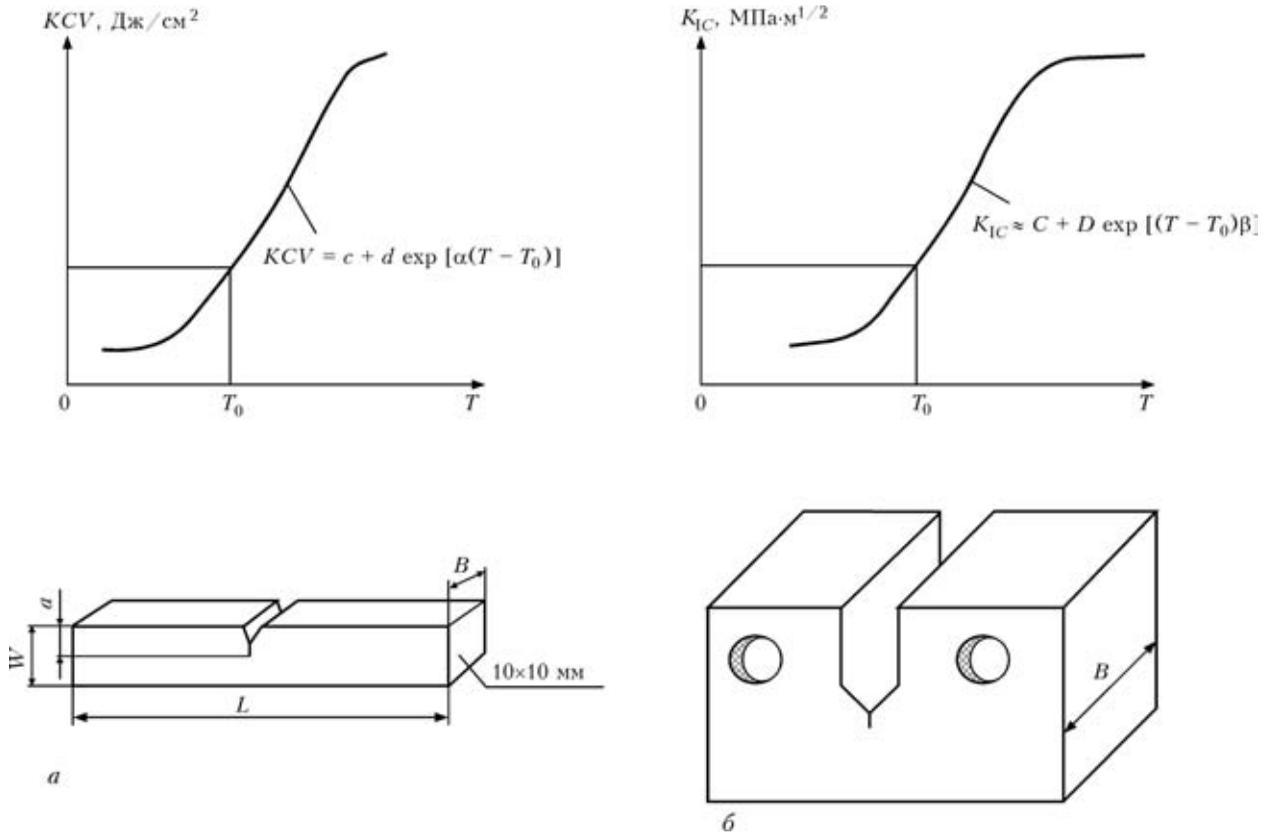


Рис. 1. Схематическое представление результатов испытания на ударную вязкость на образцах Шарпи (а) и определения K_{IC} на образце толщиной $B \geq 100 \dots 150$ мм (б): T_0, c, d, a — экспериментальные параметры для кривой $KCV(T)$; C, D, β — то же для кривой $K_{IC}(T)$; a — глубина трещины; L, W — длина и высота образца

Параметр упрочнения ω (параметр Одквиста) определяется накопленной при нагружении пластической деформацией, т. е.

$$\omega = \int d\epsilon_i^p, \quad (2)$$

где $d\epsilon_i^p$ на каждом шаге нагружения находят через приращения пластических деформаций

$$d\epsilon_i^p = \frac{2}{3} \sigma_i d\lambda, \quad (3)$$

где σ_i — эквивалентное напряжение; $d\lambda$ — параметр закона Прандтля–Рейсса для упругопластического течения материала, ассоциированного с условием текучести Мизеса, т. е. деформирующее напряжение $\sigma_s(T, \omega)$ при данной температуре испытания T также зависит от ω ;

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2)]^{0,5}, \quad (4)$$

где $\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}, \sigma_{xy}, \sigma_{xz}, \sigma_{yz}$ — компоненты тензора напряжений.

В случае $i = 1, 2, \dots, N$ ячеек вероятность, что, по крайней мере, в одной из них произойдет

разрушение по указанному механизму определяется выражением

$$P_f(K_f) = 1 - \exp \left[- \sum_i^N \left(\frac{\sigma_1^i - A}{\sigma_d} \right)^\eta \right], \quad (5)$$

где суммирование по n фактически производится только по ячейкам, где $\sigma_1^i > A$.

Значение σ_1^i на различной стадии испытания образца при температуре T можно определить путем решения соответствующей краевой задачи упругопластического деформирования при заданных геометрических размерах (рис. 1), характеристиках упругости (E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона) и деформирующем напряжении $\sigma_s(T, \omega)$.

Естественно, что для образцов, подобных приведенным на рис. 1, такой подход требует трехмерной постановки задачи деформирования с учетом физической, а в некоторых случаях и геометрической нелинейности, что в настоящее время не так уж сложно в отличие от времени публикации работ [5, 6]. Их авторы в основном использовали упругое решение в рамках плоской деформации с соответствующими не очень строгими поправками, которые искусственно учитывают пластические де-



Параметры деформационного упрочнения стали 12Х2НМФА

Параметр	T, °C								
	-196	-100	-60	-20	20	100	200	350	450
D_0 , МПа	$\frac{679}{765}$	$\frac{635}{732}$	$\frac{622}{718}$	$\frac{629}{727}$	$\frac{590}{700}$	$\frac{357}{740}$	$\frac{—}{764}$	$\frac{537}{742}$	$\frac{—}{586}$
n	$\frac{0,490}{0,410}$	$\frac{0,470}{0,360}$	$\frac{0,460}{0,360}$	$\frac{0,490}{0,390}$	$\frac{0,490}{0,430}$	$\frac{0,490}{0,440}$	$\frac{—}{0,470}$	$\frac{0,500}{0,490}$	$\frac{—}{0,450}$

Примечание. В числителе приведены данные образца в исходном состоянии, в знаменателе — в состоянии охрупчивания.

формации при различной температуре испытания, что в определенной степени дискредитирует рассматриваемый подход и вызывает среди критиков данного направления убедительные возражения.

С этой точки зрения данная работа не связана с указанным упрощением в получении информации относительно σ_1 , что в значительной степени повышает ее корректность и делает методику привлекательной для практического применения. Существующие пакеты компьютерных программ типа «Ansis», «Sysweld», «Marc» позволяют достаточно эффективно получить решение деформационной задачи путем последовательного прослеживания нагружения образцов (см. рис. 1) конкретных размеров, фиксируя на каждом этапе нагружения трехмерное поле главных напряжений σ_1 .

Из изложенного выше следует, что для этой конструкционной стали при данной степени деградации зависимость вязкости разрушения K_{IC} для вероятности P_f от температуры T и толщины образца B можно найти расчетным путем, моделируя деформирование образца (определение полей σ_1) в сочетании с весьма ограниченным количеством испытаний (10...12) непосредственно по определению K_{IC} (на образцах небольшого сечения при низкой температуре) с целью получения данных относительно параметров распределения Вейбулла σ_{d0} , σ_d , η . Последние определяются по результатам разброса экспериментальных значений K_{IC} , т. е. при известных значениях K_{IC} ($P_f = 0,95$), K_{IC} ($P_f = 0,50$), K_{IC} ($P_f = 0,05$) для выполненной серии экспериментов на основе известных полей $\sigma_1(x, y, z)$ с использованием подходов метода наибольшего правдоподобия [8].

В ИЭС им. Е. О. Патона разработан комплекс расчетных алгоритмов и компьютерных программ как для решения трехмерной деформационной задачи применительно к нагружению образцов, представленных на рис. 1, так и прямой и обратной задачи, связанной с вычислением P_f по (5) и определением параметров распределения Вейбулла σ_{d0} , σ_d , η .

Далее рассмотрим результаты использования данной разработки применительно к образцам при трехточечном изгибе (см. рис. 1, б). В силу сим-

метрии ограничивались расчетной областью $0 \leq z \leq B/2$, $0 \leq x \leq L/2$, $0 \leq y \leq W$.

Для связи между K_1 и нагрузкой P при заданных значениях a , B , W использовалась зависимость [7] при $L = 4W$

$$K_1 = \frac{6P\sqrt{a}}{W} [1,93 - 3,07(a/W) + 14,53(a/W)^2 - 25,11(a/W)^3 + 25,8(a/W)^4]. \quad (6)$$

Исследовали образцы из корпусной стали 15Х2НМФА в исходном и охрупченном состоянии, при этом принимали $\rho = 0,05$ мм.

Деформирующее напряжение $\sigma_s(T, \omega)$ или условный предел текучести при данной температуре с учетом деформационного упрочнения рассчитывали, как и в работе [9], по уравнению

$$\sigma_s(T, \omega) = r - c(T + 273) + b \exp[h(T + 273)] + D_0\omega^n, \quad (7)$$

где r, c, b, h — константы материала, не зависящие от температуры T ; D_0, n — величины, определяющие степень деформационного упрочнения и являющиеся функциями температуры.

По данным работы [9] для рассматриваемой стали в исходном состоянии $r = 510$ МПа, $c = 0$, $b = 1083$ МПа, $h = 9,309 \cdot 10^{-3}$ 1/К, а в охрупченном — $r = 867$ МПа, $c = 0,0305$ МПа·1/К, $b = 975$ МПа, $h = 1,04 \cdot 10^{-2}$ 1/К.

Значения D_0 и n приведены в таблице из работы [9]. Значения критического напряжения S_k для рассматриваемой стали принимали зависящими от деформационного упрочнения по [9] в виде

$$S_k(\omega) = [C_1^* + C_2^* \exp(-D_*\omega)]^{-0,5}, \quad (8)$$

где константы даны для исходного состояния стали ($C_1^* = 2,01 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $C_2^* = 3,90 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $D_* = 1,71$) и охрупченного ($C_1^* = 1,92 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $C_2^* = 3,04 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $D_* = 2,92$). Соответственно при $\omega = 0$ $S_k(0) = 1420$ МПа, а при $\omega \rightarrow \infty$ $S_k^{\max} = 2282$ МПа.

Реально S_k^{\max} достигается при $\omega = 3/D_*$, что соответствует $\omega = 1,71 = 171\%$ в исходном сос-

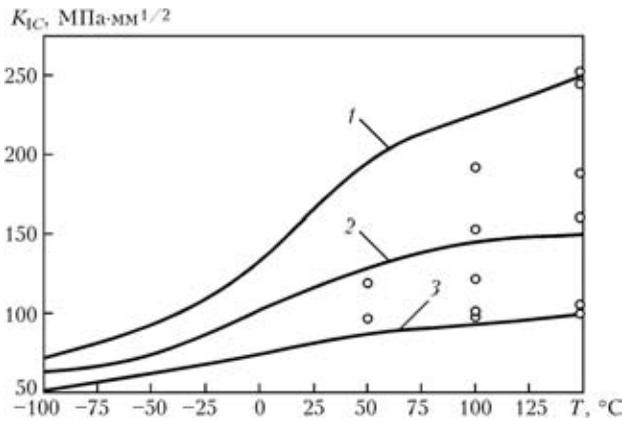


Рис. 3. Расчетные кривые вероятностных значений $K_{IC}(T)$: 1 — $P_f = 0,95$; 2 — $0,50$; 3 — $0,05$; \circ — экспериментальные данные

тоянии стали и при $1,027 = 102,7\%$ в охрупченном.

По данным работы [9] параметр σ_{d0} в локальном критерии микроскола (1) имеет значение на уровне $r + b$, т. е. равен 1593 МПа для исходного состояния рассматриваемой стали и 1842 МПа для охрупченного.

Таким образом, условие локального критерия (1) $\sigma_1 > A$ превращается в условие $\sigma_1 > \sigma_{d0}$, если значение ω меньше определенного $\omega = 0,436$ (исходное состояние стали) и $0,338$ (охрупченное), а при больших значениях параметра деформационного упрочнения (больших пластических деформациях) — значением $S_k(\omega)$.

Иными словами, при развитом пластическом течении (высоких значениях $S_k(\omega)$) и прочих равных условиях вероятность того, что данное значение K_I (нагрузка P) является критическим и снижается, что подтверждается практикой.

С учетом описанного выше обработаны экспериментальные данные, полученные для образцов малого сечения ($10 \times 10 \text{ мм}$), в состоянии охрупчивания при трехточечном изгибе и температуре $T = -100 \text{ }^{\circ}\text{C}$:

$$K_{IC} = 62 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2} \text{ при } P_f = 0,05;$$

$$K_{IC} = 83,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2} \text{ при } P_f = 0,50;$$

$$K_{IC} = 101 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2} \text{ при } P_f = 0,95.$$

На рис. 2 приведены результаты расчета главных напряжений σ_1 для рассматриваемого образца при $K_{IC} = 62 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, что соответствует вероятности разрушения $P_f = 0,05$ при различных сечениях $z = \text{const}$. На основании представленных данных можно сделать вывод, что по толщине образца напряженное состояние меняется от наиболее жесткого при $z = 0$ в плоскости симметрии $z = 0$ до наиболее мягкого на свободной поверхности $z = B/2 = 5 \text{ мм}$. Характерно, что количест-

во элементарных ячеек объемом $\Delta z \times \Delta x \times \Delta y = (0,05 \text{ мм})^3$, для которых на рис. 2 удовлетворяется условие микроскола $\sigma_1 > A \approx 1843 \text{ МПа}$, с увеличением расстояния от плоскости симметрии уменьшается. Так, при $z = 0$ таких объемов — 44 (рис. 2, а), при $z = 4,95 \text{ мм}$ — 19 (рис. 2, в), а при $z = 5 \text{ мм}$ — 0 (рис. 2, з).

Естественно, что рост значений P_f и K_{IC} способствует увеличению количества элементарных объемов. На основе полученных для P_f значений ($0,05, 0,50$ и $0,95$) по зависимости (5) рассчитаны значения $P_f^{\text{расч}}$ при различных комбинациях параметров Вейбулла η и σ_d при $\sigma_{d0} = 1842 \text{ МПа}$ и $S_k(\omega)$ по (8). Для каждой комбинации определялось

$$\text{значение } E = \sum_{P=0,05} (P_f - P_f^{\text{расч}})^2. \text{ Найдено сочетание}$$

параметров σ_d и η , при котором значение E минимально. В результате получено $\eta = 11,2$, $\sigma_d = 1715 \text{ МПа}$ при $\sigma_{d0} = 1842 \text{ МПа}$ и $S_k(\omega)$ по (8).

С использованием этих данных для образца сечением $B = W = 50 \text{ мм}$, $a = 15 \text{ мм}$, $L = 220 \text{ мм}$ рассчитаны вероятностные кривые K_{IC} при температуре от -100 до $150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 3). Полученные данные достаточно хорошо согласуются с экспериментальными из [9] в области рабочих температур ($T > 50 \text{ }^{\circ}\text{C}$) для охрупченного материала корпусов реакторов типа ВВЭР-1000.

Характерно, что указанная выше особенность в распределении напряжений σ_1 в образце малого сечения проволоки сохраняется и для образца большого сечения, в частности, на свободной поверхности $z = B/2$ нет условий для зарождения хрупкого разрушения. На эту поверхность хрупкая трещина может только распространяться, а ее зарождение происходит внутри образца при $z < B/2$.

Выводы

1. Разработанные численные методы и современное состояние средств вычислительной техники позволяют использовать более общий подход в реализации предложенного в работах [4–6, 9] метода определения вязкости разрушения K_{IC} конструкционных сталей типа 15Х2НМФА.

2. Знание кинетики деформации образцов в зависимости от нагрузки при постоянной температуре T и соответствующих ей характеристиках E , ν , $\sigma_s(T, \omega)$ позволяет получить для вероятностных значений K_{IC} поле главных напряжений $\sigma_1(x, y, z)$, на основе чего и определяется вероятность хрупкого разрушения в элементарных ячейках в образце в зоне вершины трещины.

3. По экспериментальным значениям K_{IC} , полученным при одной достаточно низкой температуре на образцах небольшого сечения, при наличии соответствующих полей напряжений $\sigma_1(x, y,$

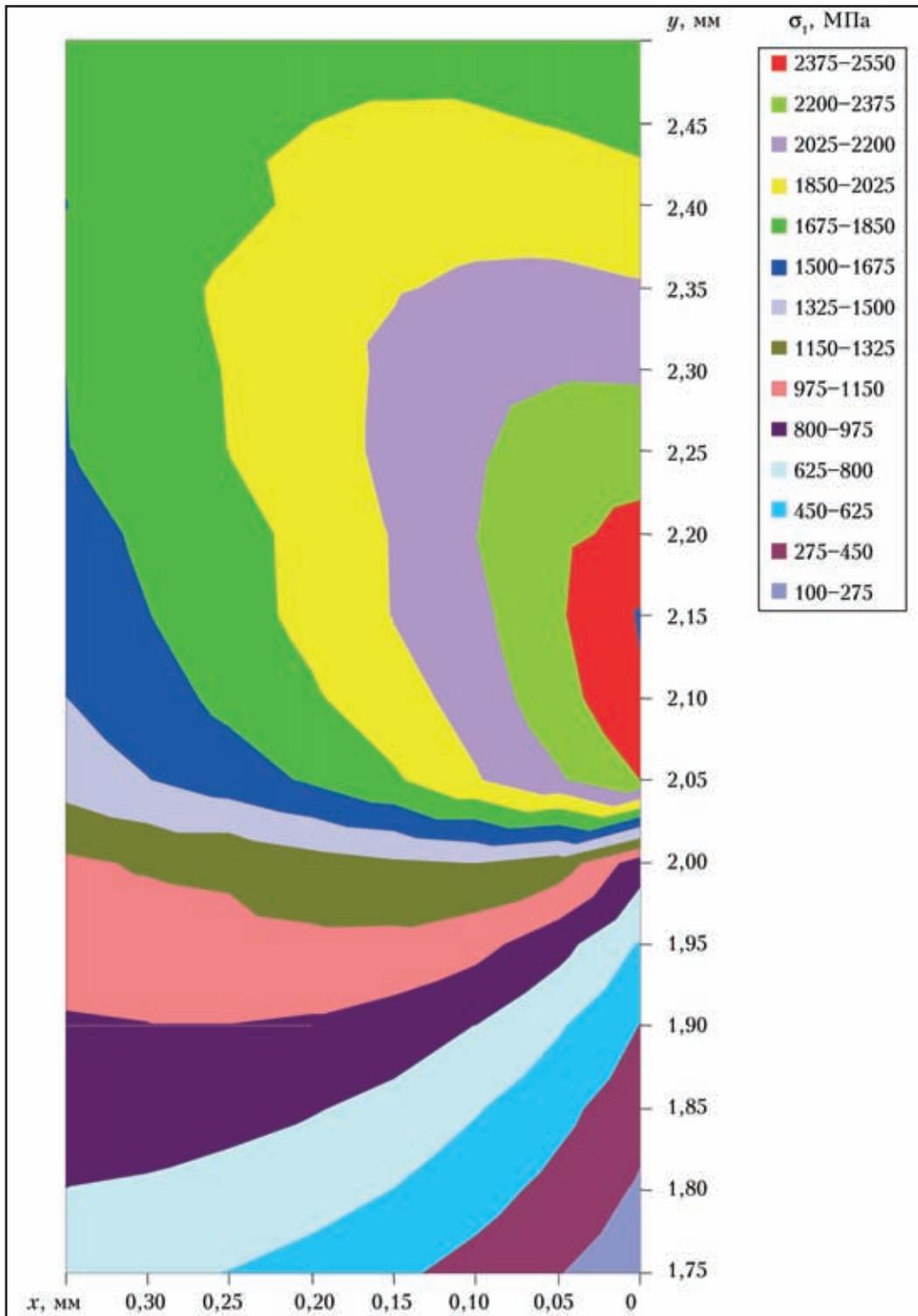


Рис. 2, а. Результаты расчета σ_1 для образцов ($B = W = 10$ мм) при $T = -100$ °С и $K_I = 62$ МПа \times мм^{1/2} в окрестности трещины глубиной 2 мм для сечения $z = 0$ (вершина трещины $y = 2,05$ мм, $P_f = 0,05$)

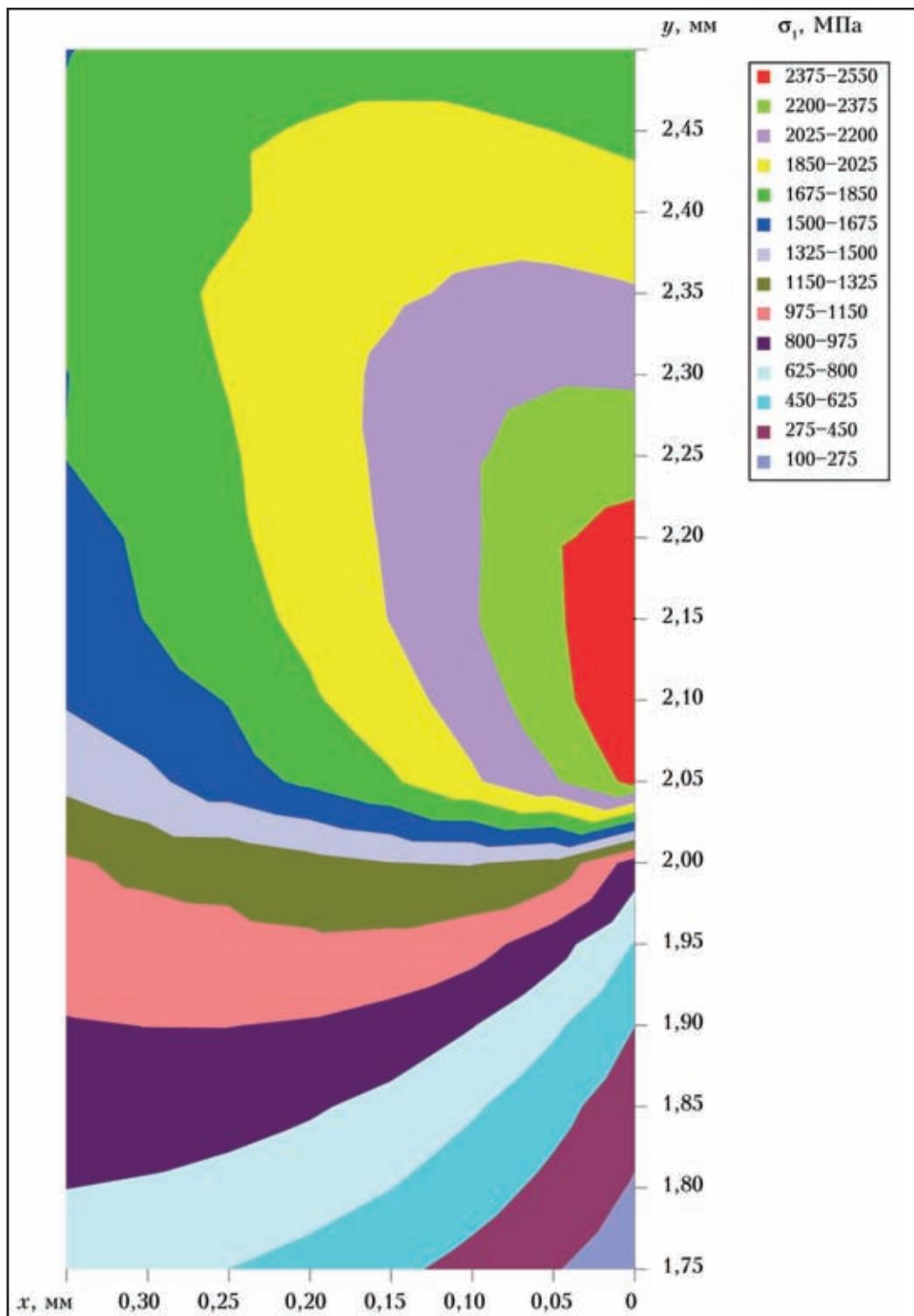


Рис. 2, б. Для сечения $z = 2,5$ мм

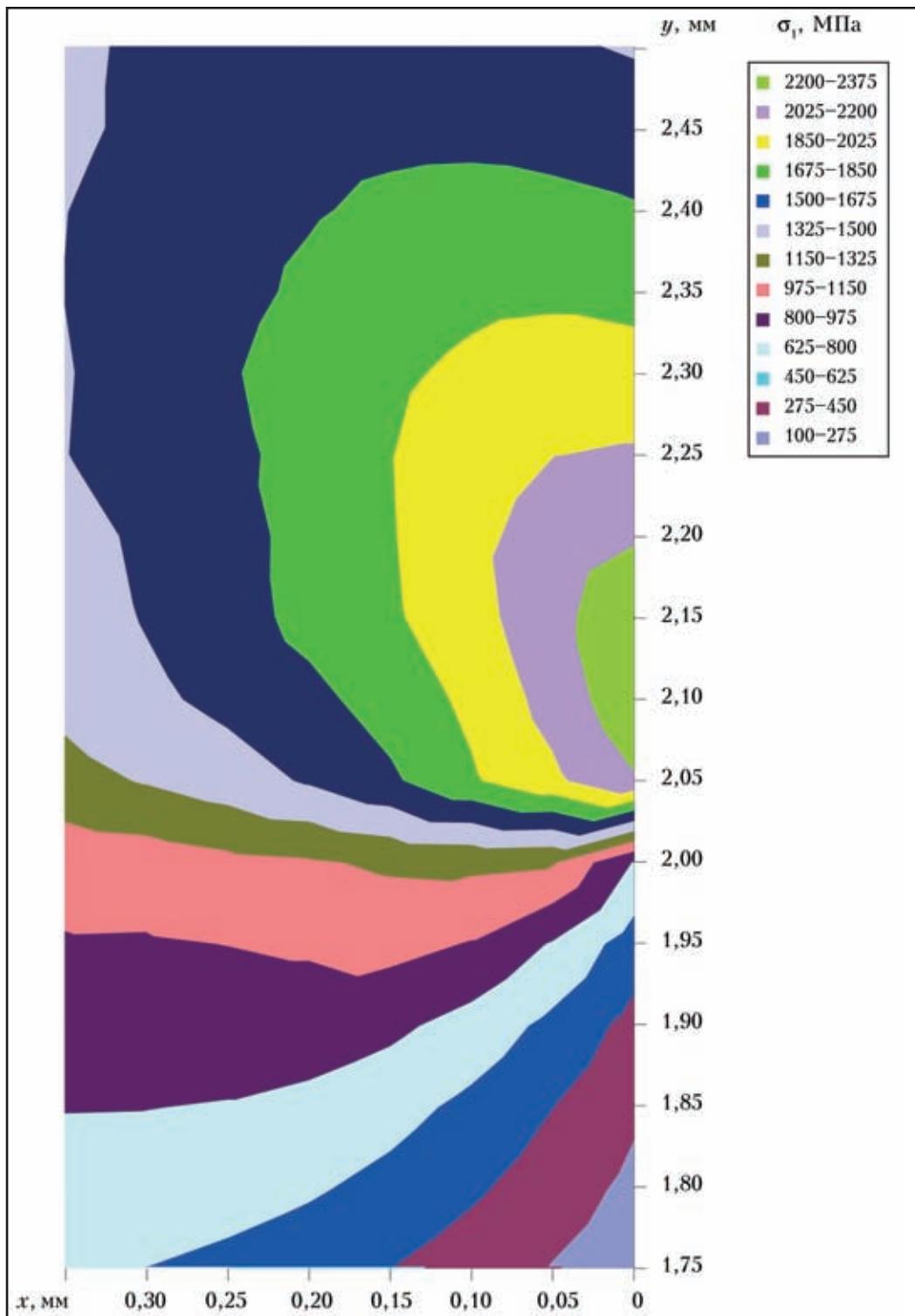


Рис. 2, в. Для сечения $z = 4,95$ мм

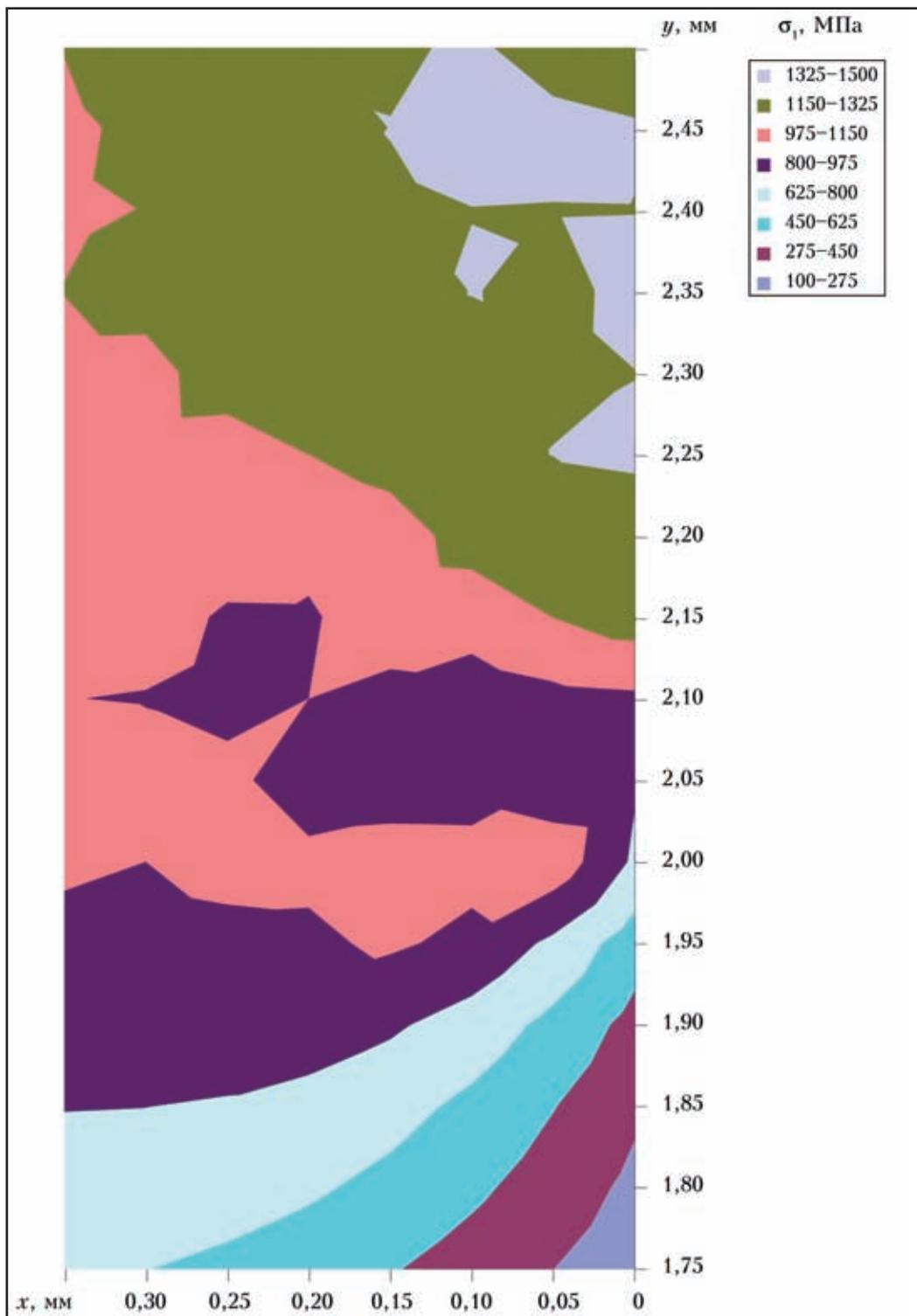


Рис. 2, г. Для сечения $z = 5,00$ мм



z) можно определить параметры вероятностного хрупкого разрушения элементарных ячеек объемом σ_{d0} , σ_d и η и получить зависимость вероятностных значений K_{IC} от температуры.

1. *Махненко В. И.* Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
2. *Ritchie R. O., Knott J. F., Rice J. R.* On the relation between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel // *J. Mech. Phys. Solids*. — 1975. — **21**. — P. 395–410.
3. *ВБН В.2.3-000182001.04-2000.* Расчеты на прочность действующих магистральных трубопроводов с дефектами. — Киев: Госнефтегазпром, 2000. — 56 с.
4. *Beremin F. M.* A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // *Metallurgical Transaction*. — 1983. — **144**. — P. 1277–2287.
5. *Margolin B. Z., Karzov G. P., Shvetsova V. A.* Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Pt. II: Prediction of frac-

ture toughness // *Intern. J. Pressure Vessels Piping*. — 1997. — **72**. — P. 89–96.

6. *Margolin B. Z., Gulenko A. G., Shvetsova V. A.* Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels // *Ibid.* — 1988. — **75**. — P. 843–855.
7. *Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие.* — В 4 т. — Т. 2: Саврух М. П. Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами / Под ред. В. В. Панасюка. — Киев: Наук. думка, 1988. — 620 с.
8. *Корн Г., Корн Т.* Справочник по математике для научных работников и инженеров. — М.: Наука, 1968. — 720 с.
9. *Прогнозирование трещиностойкости корпусной реакторной стали на основе концепции «Master curve» и вероятностной модели / Б. З. Марголин, В. А. Швецова, А. Г. Гуленко и др.* // *Пробл. прочности*. — 2002. — № 1. — С. 5–21.

As a result of development of B. Z. Margolin method for determination of fracture toughness of structural steels by a stricter simulation of deformation processes in the tested sample crack zone, an upgraded method was proposed for construction of probability curves of K_{IC} dependence on temperature for samples 50 mm thick from embrittled steel 15Kh2NMFA by the results of testing samples 10 mm thick at the temperature of -100°C .

Поступила в редакцию 17.05.2007



СВАРКА И РЕЗКА

8-я МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА

25–28 марта 2008 г.

г. Минск
ЗАО «Минскэкспо»

Выставка проводится одновременно с международными специализированными промышленными салонами «Поверхностные технологии. Защита от коррозии» и «Промышленный сервис. Ремонт, модернизация».

Беларусь 220035 г. Минск, ул. Тимирязева, 65
Минскэкспо
тел. +37517 226 98 58, 226 99 83
факс: +37517 226 98 58, 226 99 36
E-mail: e_fedorova@solo.by