

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ АРКТИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

© 2018

А.Ю. Маркадеева, аспирант, инженер

А.В. Ильин, доктор технических наук, доцент, заместитель генерального директора

М.А. Гусев, ведущий инженер

*Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Санкт-Петербург (Россия)*

Ключевые слова: трещиностойкость; арктические стали; сварные соединения; зона термического влияния; раскрытие вершины трещины (CTOD).

Аннотация: Испытания на определение параметра трещиностойкости CTOD (раскрытие вершины трещины) металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений при минимальных температурах эксплуатации ($-30...-50$ °С) являются обязательным элементом Программ испытаний, проводимых под надзором Российского морского регистра судоходства (РМРС) для получения одобрения металлургического производства листового проката в больших толщинах, предназначенного для изготовления морской техники Арктического шельфа и судов ледового плавания.

В работе проведено исследование трещиностойкости зоны термического влияния сварных соединений высокопрочных судостроительных сталей, применяемых при производстве арктических конструкций. Накопленный опыт проведения данного вида испытаний выявил ряд проблем как методического, так и критериального характера. В частности, из-за криволинейности линии сплавления сварного соединения практически невозможно проведение испытаний ЗТВ без частичного попадания фронта усталостной трещины в шов, обладающий низкой трещиностойкостью. Получен статистически представительный объем данных по трещиностойкости сварных соединений высокопрочных судостроительных сталей. Проведен металлографический анализ образцов с фиксацией фактического попадания вершины исходной усталостной трещины в зоны сварного соединения. На основе полученных данных проведен анализ значимости отдельных факторов, влияющих на получаемый результат, и возможности прогнозирования действительной трещиностойкости локальных охрупченных зон.

Предложен алгоритм получения косвенной оценки «действительной» трещиностойкости металла крупнозернистой зоны термического влияния на основе результатов испытаний образцов из металла шва, основного металла и статистически представительного количества образцов с разметкой надреза по ЗТВ. Выявлено, что «действительная» трещиностойкость ЗТВ оказывается существенно ниже получаемой при испытаниях по стандартным методикам.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время вопросу исследования трещиностойкости металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений низколегированных сталей посвящен большой объем работ, поскольку данный вид испытаний является одним из основных при оценке сопротивления металла хрупким разрушениям. Особенно актуальны такие оценки для конструкций арктического шельфа, работающих при температурах до $-40...-60$ °С. Практика аттестационных испытаний показывает, что при этих температурах отдельные структурные составляющие сварного соединения склонны к хрупкому разрушению или находятся в области вязко-хрупкого перехода даже для наиболее хладостойких сталей и сварочных материалов [1; 2]. При этом наблюдается большой разброс результатов испытаний: так, отдельные получаемые значения параметра трещиностойкости CTOD (раскрытие вершины трещины) могут отличаться на порядок [3–5]. Данный разброс авторы работ связывают с «естественным» разбросом в области вязко-хрупкого перехода для исследуемого материала и со случайным характером попадания в ту или иную область зоны термического влияния. Особенно низкие значения CTOD характерны для области ЗТВ с крупными зёрнами вблизи границы сплавления (в зарубежной литературе CGHAZ [6; 7]), где в процессе сварки происходит интенсивный рост аустенитного зерна с последующим огрублением микроструктуры [8; 9]. Низкой трещино-

стойкостью также может обладать литая или лишь частично перекристаллизованная структура металла шва.

Как следствие этого, при проведении таких испытаний и оценке их результатов возникают следующие проблемы:

1. Отсутствие сварочных материалов и технологий сварки, которые бы обеспечивали достаточно высокую трещиностойкость металла шва при этих температурах. Это вносит неопределенность в интерпретацию результата испытаний металла ЗТВ у линии сплавления. При изготовлении образцов и выращивании усталостной трещины практически невозможно попасть ее вершиной в исследуемую «целевую структуру» ЗТВ (из-за ее криволинейности и неизбежных неточностей при разметке и изготовлении надрезов), не попав при этом частично в металл шва.

2. Крайне высокий разброс получаемых данных заставляет уточнять, какую именно величину CTOD необходимо сопоставлять с требованиями (среднее значение, минимальное или же определенное с какой-либо вероятностью).

Цель работы – оценка влияния фактического процентного содержания крупнозернистой ЗТВ и металла шва на результат испытаний CTOD и прогнозирование «истинной» трещиностойкости ЗТВ моделированием процесса разрушения при случайном попадании фронта исходной усталостной трещины в ту или иную зону.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проводились для высокопрочных судостроительных сталей, используемых, согласно «Правилам...» Российского морского регистра судоходства (РМРС) [10; 11], для арктических конструкций марок E420W, F500W, F500, F620, F690, E500TM в толщинах от 25 до 60 мм. В таблице 1 представлены фактические механические характеристики выбранного для исследования листового проката этих сталей.

Сварка проб для изготовления образцов выполнялась при двух погонных энергиях: 0,8 кДж/мм и 3,5 кДж/мм – сварочными материалами, сертифицированными на категорию 5Y – т. е. с гарантированной работой разрушения образцов Шарпи (KV) при –60 °С. Испытания на CTOD металла шва, ЗТВ и основного металла проводились на образцах прямоугольного сечения $B \times 2B$ (где B – толщина образца, равная толщине листового проката) с краевым надрезом (тип SENB) при нагружении трехточечным изгибом в соответствии с международными стандартами BS/EN/ISO 15653 [12], ISO 12135 [13], ASTM 2818 [14] на сервогидравлической машине SCHENCK 1000 кН, оснащенной криотермокамерой.

После испытаний образцов с разметкой по ЗТВ проводился металлографический анализ для регистрации фактического положения исходной усталостной трещины в соответствии с методикой стандарта BS/EN/ISO 15653 [12]. Для этого из каждого образца изготавливался макрошлиф по схеме, представленной на рис. 1. Шлифы подвергались травлению в 10%-ном водном растворе кислоты HNO_3 .

На готовых макрошлифах оценивалась процентная доля попадания фронта трещины в ту или иную зону сварного соединения, при этом за крупнозернистую ЗТВ принимался участок в пределах 0,5 мм от линии сплавления.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты испытаний основного металла представлены в таблице 2. В целом можно заключить, что основной металл имеет достаточно высокую трещиностойкость при температурах выше –50 °С.

В отличие от основного металла, испытания металла шва показали существенно более низкую трещиностойкость – при использовании всех сварочных материалов значения CTOD при температуре –40 °С находятся в пределах 0,02–0,12 мм. Тогда следует ожидать, что случайное попадание вершины исходной трещины в металл шва может привести к низкому результату испытаний, который будет приписываться металлу ЗТВ.

Результаты испытаний образцов на CTOD, размеченных по крупнозернистой ЗТВ, лежат в пределах 0,02–1,46 мм. Для выявления возможной причины получения низких результатов испытаний на CTOD был проведен анализ влияния процентной доли составляющих металла шва и крупнозернистой ЗТВ на общий результат испытаний.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕНТНОЙ ДОЛИ СОСТАВЛЯЮЩИХ МЕТАЛЛА ШВА И МЕТАЛЛА ЗТВ НА РЕЗУЛЬТАТ ОПРЕДЕЛЕНИЯ CTOD

На рис. 2 приведены значения CTOD, расположенные в зависимости от доли попадания фронта усталостной трещины в различные зоны сварного соединения, установленной в результате металлографического анализа.

По рис. 2 а можно наблюдать тенденцию к снижению значений CTOD при увеличении доли попадания фронта усталостной трещины в металл шва. При этом имеет место большой разброс получаемых данных. Следует отметить, что даже при низком содержании металла шва (порядка 5–15 %) на фронте трещины наблюдаются отдельные результаты на уровне 0,04–0,08 мм, что соответствует трещиностойкости при 100%-ном попадании в металл шва. Можно полагать, что либо такого количества этой структуры вполне достаточно для получения столь низких результатов, либо металл крупнозернистой ЗТВ оказывается не менее хрупким. При построении аналогичной зависимости CTOD от доли попадания в крупнозернистую ЗТВ (рис. 2 б) тенденция к снижению результатов также присутствует. Однако проследить ее сложнее, так как количество данных, соответствующих большой доле крупнозернистой ЗТВ, уменьшается. Реально обеспечить попадание в эту целевую структуру, имеющую

Таблица 1. Основные механические характеристики исследуемых сталей

Марка стали	Толщина, мм	Условный предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление, σ_B , МПа	Относительное удлинение, δ_5 , %	Работа удара*, KV, Дж	
					–40 °С	–60 °С
E420W	60	470	560	31	–	<u>283; 270; 297</u> 283
F500W	60	550	615	21	<u>282; 310; 311</u> 301	<u>290; 275; 273</u> 279
E500TM	25	550	630	24	<u>202; 212; 225</u> 213	<u>220; 198; 178</u> 199
F500	50	590	645	21	<u>231; 211; 276</u> 239	<u>187; 146; 181</u> 171
F620	50	750	800	20	<u>205; 232; 233</u> 223	<u>221; 204; 195</u> 207
F690	50	825	860	19	<u>206; 191; 211</u> 203	<u>186; 205; 182</u> 191

* В «числителе» указаны индивидуальные значения, в «знаменателе» – средние.

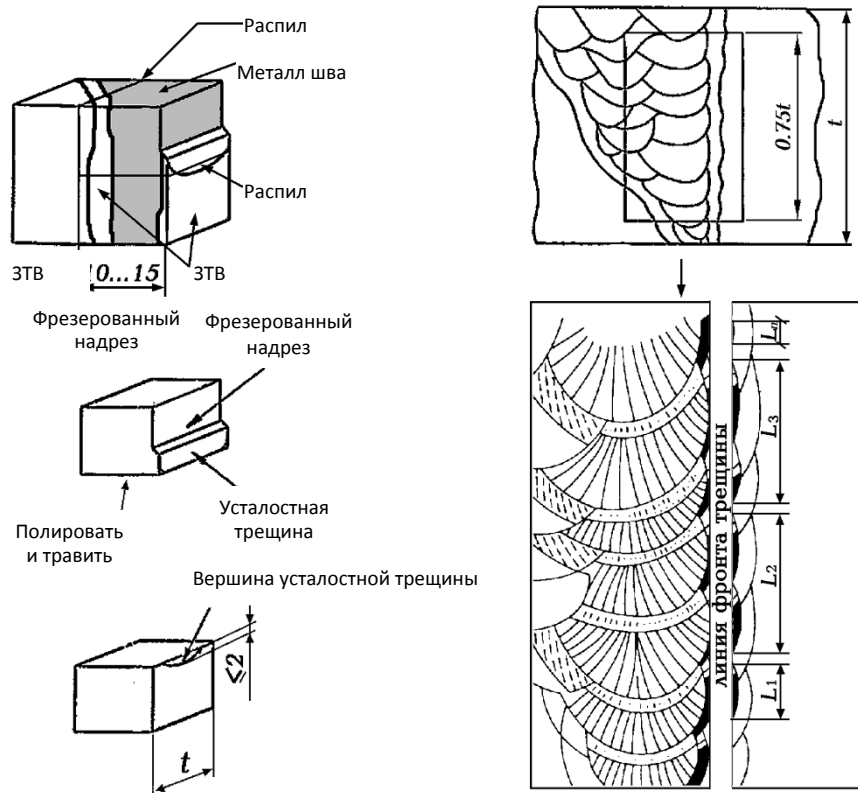


Рис. 1. Схема разрезки испытанных образцов для металлографических исследований

Таблица 2. Результаты испытаний на CTOD основного металла

Марка стали	Толщина, мм	Температура испытаний, °С	CTOD, мм
E420W	60	-40 / -50 / -60	0,53±0,09 / 0,28±0,04 / 0,12±0,04
F500W	60	-50 / -60 / -70	2,11±0,05 / 1,53±0,06 / 1,72±0,05
E500TM	25	-40 / -50 / -60	0,41±0,09 / 0,28±0,05 / 0,13±0,02
F500	50	-30 / -40 / -50	0,60±0,10 / 0,21±0,02 / 0,16±0,03
F620	50	-40 / -50	0,70±0,05 / 0,52±0,14
F690	50	-40 / -50	0,54±0,03 / 0,52±0,02

ширину не более 0,3–0,5мм, с долей ее участия более 30 %, при ее криволинейности в сварном соединении, почти невозможно.

На рис. 2 в результаты определения CTOD представлены в зависимости от суммы обеих структурных составляющих, наблюдается более выраженная зависимость. Однако разброс данных продолжает оставаться большим. Это свидетельствует о том, что его происхождение не связано исключительно со случайным характером попадания фронта трещины в ту или иную зону при испытаниях, но является также следствием стохастической природы условий возникновения хрупкого разрушения в области вязко-хрупкого перехода.

На рис. 2 г представлена попытка представления данных для оценки истинной трещиностойкости металла крупнозернистой ЗТВ – здесь полностью исключены те результаты, где на фронте трещины присутствовал металл шва. При такой обработке можно лишь заключить, что при 100%-ном содержании этой структуры трещиностойкость была бы не выше 0,08 мм, однако данных для подобной экстраполяции оказывается крайне мало.

Таким образом, на основе результатов испытаний натурных сварных соединений не удастся достоверно определить истинное значение CTOD для крупнозернистой ЗТВ – при разметке образцов сложно попасть в крупнозернистую ЗТВ, исключив при этом попадание фронта трещины в металл шва, как минимум не менее хрупкий. В связи с этим была сделана попытка спрогнозировать «истинную» трещиностойкость ЗТВ моделированием процесса разрушения с учетом случайного попадания фронта вершины трещины в ту или иную зону.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ЗТВ С УЧЕТОМ СЛУЧАЙНОГО ХАРАКТЕРА ФАКТИЧЕСКОГО СОДЕРЖАНИЯ ХРУПКИХ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ НА ФРОНТЕ ТРЕЩИНЫ

В настоящее время для прогнозирования хрупких разрушений активно используется вероятностный подход на основе применения локальных критериев разрушения [15–17]. Простейшим вариантом реализации такого критерия является модель, предложенная впервые

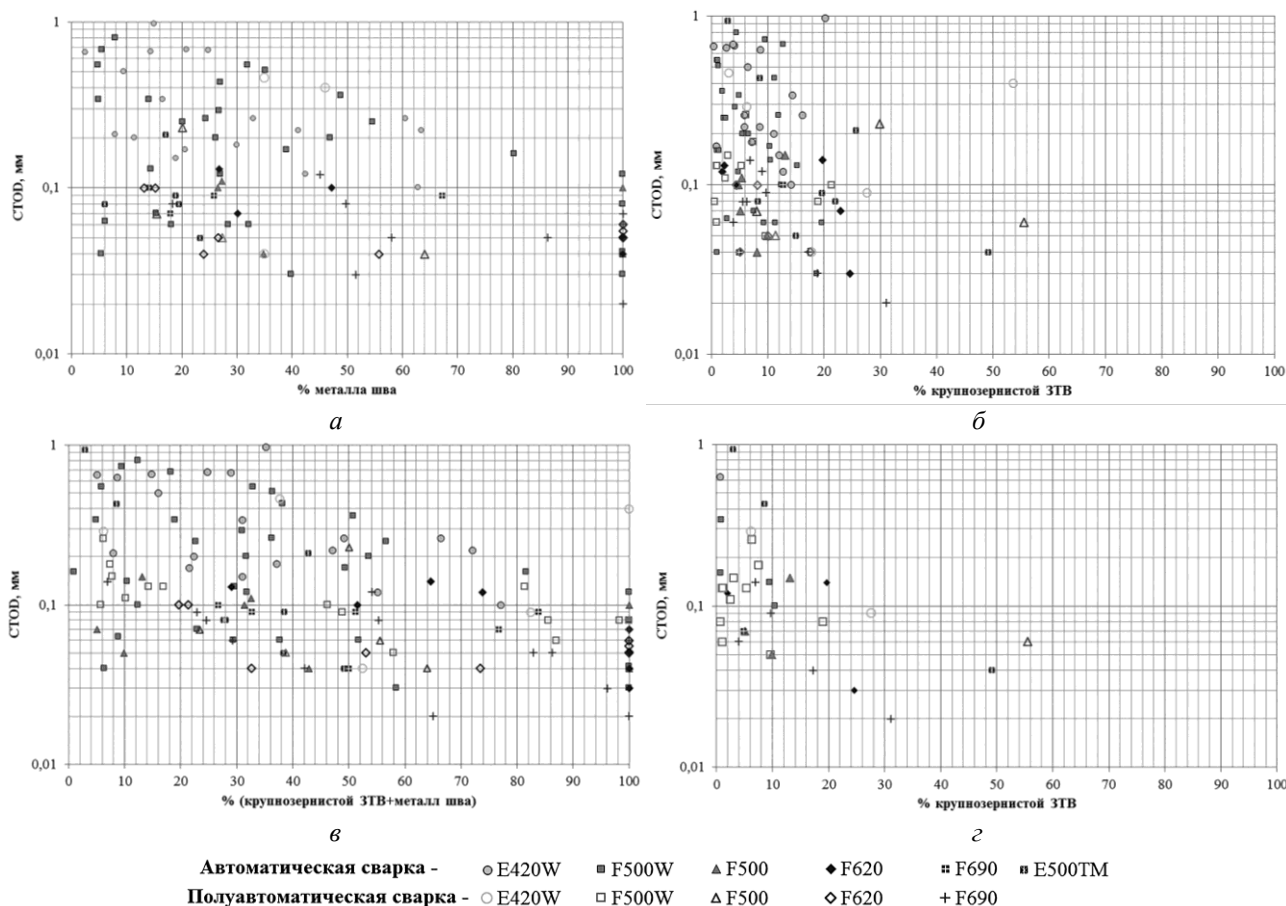


Рис. 2. Зависимость CTOD при -40 °С:
 а – от доли попадания фронта усталостной трещины в металл шва;
 б – доли попадания в крупнозернистую ЗТВ;
 в – доли попадания в крупнозернистую ЗТВ и металл шва;
 г – доли попадания в крупнозернистую ЗТВ при отсутствии металла шва на фронте усталостной трещины

в работе [18]. Исходя из этой модели, формула для расчета интегральной вероятности разрушения образца, связывающая ее с протяженностью хрупкой составляющей на фронте усталостной трещины, должна иметь вид

$$P_f = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\delta_{cr}}{\delta_0} \right)^m \cdot \frac{l}{L} \right], \quad (1)$$

где P_f – накопленная вероятность разрушения;
 δ_{cr} – трещиностойкость хрупкой составляющей;
 δ_0 – параметр масштаба, характеризующий среднее значение трещиностойкости;
 m – параметр формы распределения;
 l – протяженность хрупкой составляющей на фронте усталостной трещины;
 L – длина фронта усталостной трещины (в рассматриваемом случае это толщина образца).

Из физических соображений о связи объема «зоны процесса» с раскрытием трещины следует, что в случае однородного материала этот параметр равен 2 [18], что подтверждается для основного металла и экспериментально.

Необходимо отметить, что полученные при ориентации трещины по крупнозернистой ЗТВ данные, при обработке их по методике [12], в координатах $\ln[\ln(1/(1-P_i))] - \delta_i$, где P_i – накопленная вероятность разрушения для значений CTOD, меньших δ_i , описываются распределением Вейбулла вида (1) с параметром формы, существенно меньшим 2. Например, данные, приведенные на рис. 3, аппроксимируются функцией (1) при $m=1,24$. Можно предполагать, что такая аномалия связана не с изменением физики процесса, а с наличием на фронте трещины разнородных структур.

Для построения модели процесса разрушения при случайном попадании фронта трещины в ту или иную зону необходимо ввести некоторое распределение вероятности попадания в металл шва и крупнозернистую ЗТВ при стандартной процедуре разметки надреза на образцах для определения трещиностойкости. Для этого на основе выполненного металлографического анализа были построены гистограммы распределений фактического процента попаданий в металл шва (рис. 4 а) и металл крупнозернистой ЗТВ (рис. 4 б), аппроксимированные экспоненциальными функциями плотности вероятности $p(l)$ вида

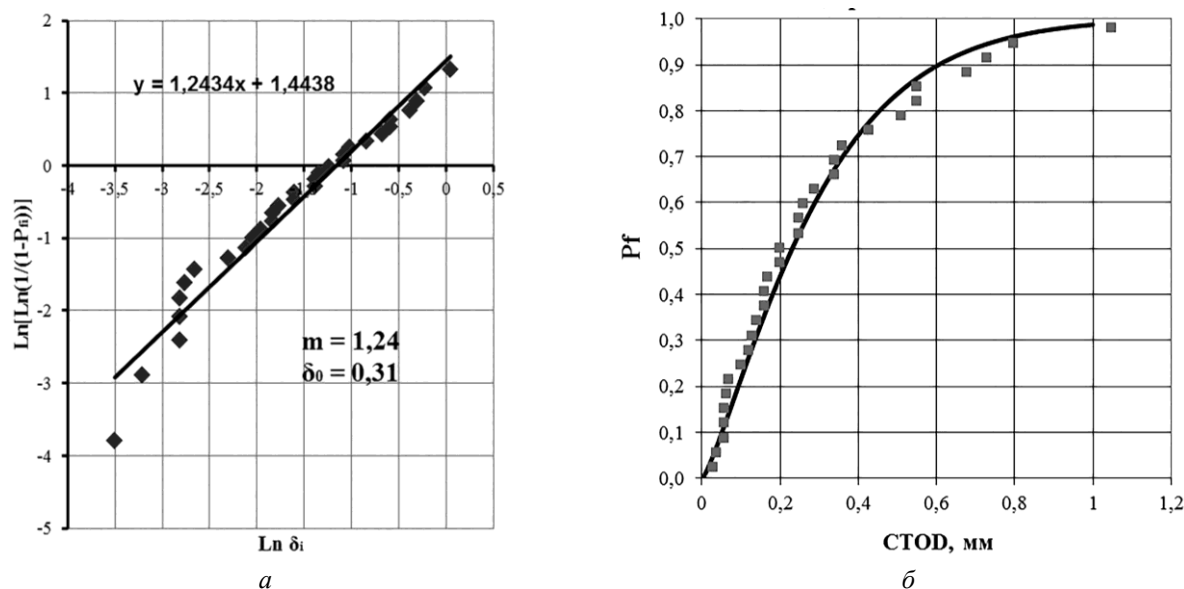


Рис. 3. Пример полученных экспериментальных данных для сварных соединений стали F500W, выполненных автоматической сваркой проволокой PITARC S3Ni1Mo под флюсом OP121TT, после обработки:
 а – параметры распределения Вейбулла;
 б – аппроксимация данных функцией (1)

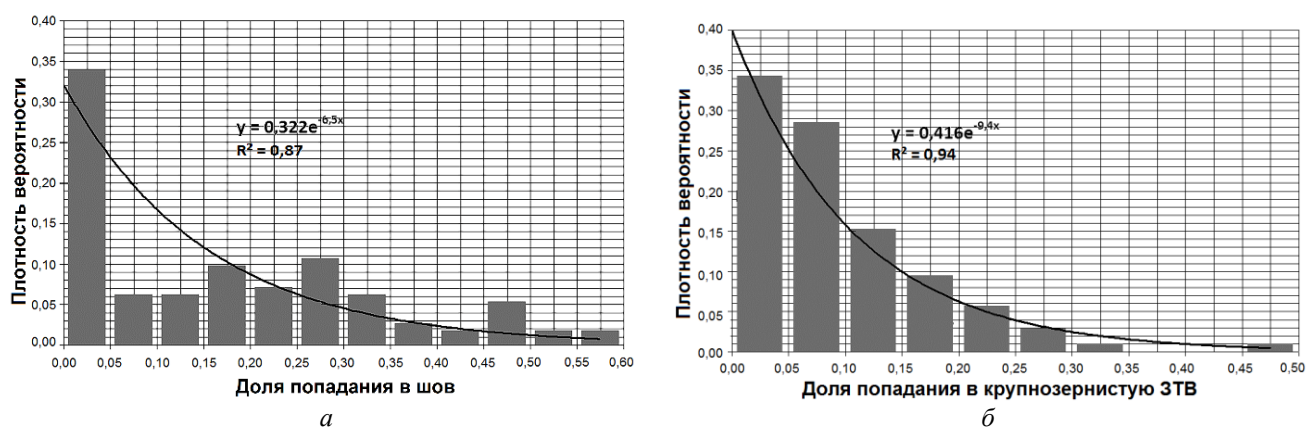


Рис. 4. Статистика попаданий:
 а – в металл шва; б – в крупнозернистую ЗТВ

$$p_{1,2}(l) = A_{1,2} \exp \left[- \left(\frac{l_{1,2} / L}{l_{0(1,2)} / L} \right) \right], \quad (2)$$

где значения коэффициентов равны:
 для металла крупнозернистой ЗТВ (1) $A_1=0,416$, $l_{10}/L=0,106$; для металла шва (2) $A_2=0,322$, $l_{20}/L=0,154$.

Далее использовалась разработанная авторами программа численного моделирования процесса разрушения, базирующаяся на принципе метода Монте-Карло. Программа позволяет провести N численных экспериментов (применялось $N=10000$) при варьировании трещиностойкости отдельных структурных составляющих с целью изучения их влияния на результат испытаний.

При разработке алгоритма программы были приняты следующие допущения:

1. Распределения попадания в участок определенной протяженности крупнозернистой составляющей ЗТВ и металла шва описываются зависимостями (2). Они использовались для задания протяженности участков

металла шва и крупнозернистой ЗТВ с помощью генератора случайных чисел: принималось, что в i -м численном эксперименте длина соответствующих участков ЗТВ и металла шва определяется по формуле

$$l_{1,2} = - \left(l_{0(1,2)} \ln \frac{RND(A_{1,2})}{A_{1,2}} \right) L,$$

где $RND(A_{1,2})$ – равномерно распределенное случайное число в интервале $0 \dots A_{1,2}$.

2. На фронте усталостной трещины может располагаться три участка: а) металл шва; б) крупнозернистая ЗТВ; в) участок, близкий по трещиностойкости к основному металлу длиной l_3 ; $l_3=L-l_1-l_2$. При получении в i -м эксперименте $l_1+l_2>L$ принималось: $l_2=L-l_1$, $l_3=0$.

3. За критическое значение трещиностойкости принималось минимальное из рассчитанных по формуле (1) значений трещиностойкости для каждого участка с учетом его протяженности.

4. Значения параметра формы m в формуле (1) принимались равными 2 для всех структурных составляющих.

На «входе» в программу варьировались параметры масштаба в формуле (1): δ_{10} (среднее значение $CTOD$ ЗТВ), δ_{20} (среднее значение $CTOD$ металла шва), δ_{30} (среднее значение $CTOD$ основного металла). В результате работы программы получались массивы критических значений $CTOD$ для образца в целом при различных комбинациях варьируемых параметров. Далее эти массивы обрабатывались в координатах $\ln[\ln(1/(1-P_i))]-\delta_i$, где P_i – накопленная вероятность разрушения для моделируемых образцов значений $CTOD$, меньших δ_i ; для этих массивов и опре-

делялись параметры распределения Вейбулла: среднее значение $CTOD$ δ_0 и итоговый параметр формы m .

Некоторые наиболее важные результаты проведенных численных экспериментов представлены на рис. 5, 6. Они в целом сводятся к следующему.

1. Действительное значение трещиностойкости крупнозернистой ЗТВ существенно ниже, чем измеряемое при стандартных испытаниях образцов из сварных соединений натурной толщины. Различие этих величин при, как правило, достаточно высокой трещиностойкости основного металла полностью определяется трещиностойкостью металла шва. При приемлемом для стандартной методики результате натуральных испытаний (критическое $CTOD$ более 0,15 мм) действительная трещиностойкость может быть ниже в 1,5–3 раза (этот вывод качественно согласуется и с экстраполяцией данных на рис. 2 г).

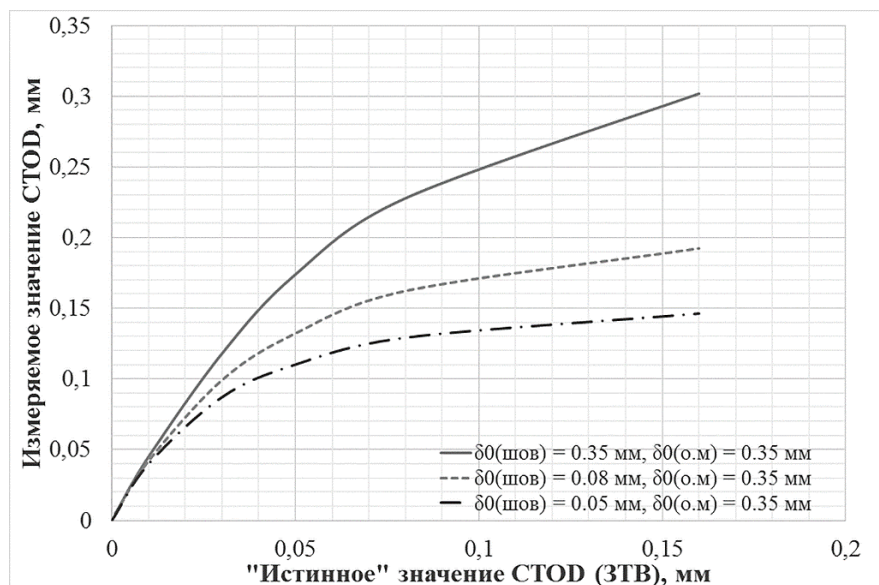


Рис. 5. Зависимость измеряемого среднего $CTOD$ крупнозернистой ЗТВ от его «истинного» значения

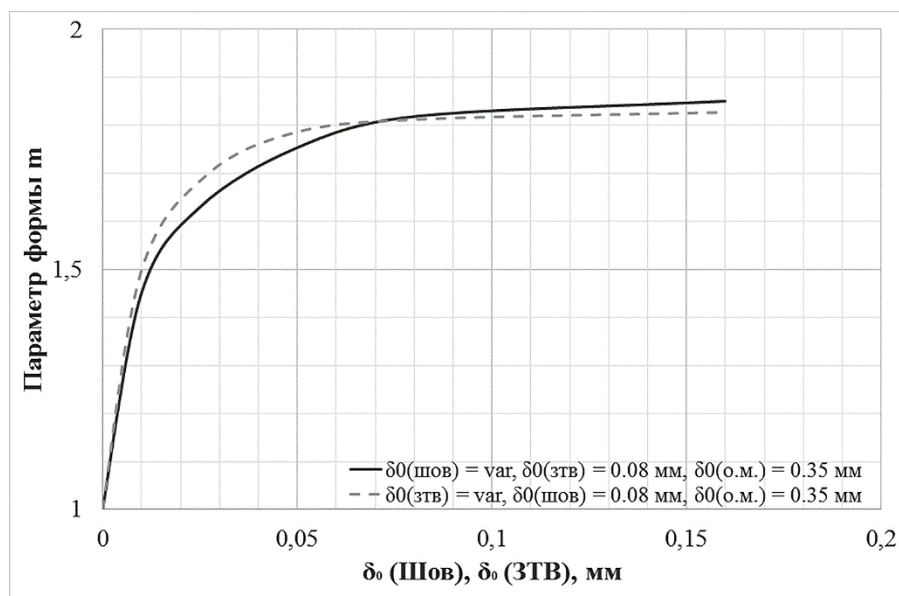


Рис. 6. Изменение параметра формы распределения измеряемой трещиностойкости при варьировании «истинной» трещиностойкости

2. Параметр формы распределений критических значений *CTOD*, получаемый при обработке результатов испытаний натурального сварного соединения, зависит от различия средних значений хрупкой и вязкой составляющих: получение по результатам этих испытаний значений *m*, существенно меньших 2, свидетельствует о низкой трещиностойкости металла у границы сплавления при высокой трещиностойкости основного металла.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Существующая методика испытаний на трещиностойкость металла сварных соединений при размещении надреза у границы сплавления не позволяет непосредственно выявить действительную чувствительность металла листового проката стали к охрупчиванию при воздействии термомеханического цикла сварки из-за неизбежного присутствия на фронте трещины как минимум трех структур с различной действительной трещиностойкостью. Предлагаемый в статье алгоритм позволяет делать косвенную оценку действительной трещиностойкости металла ЗТВ. Она реализуема при условии, что предварительно выполнен достаточно большой объем испытаний (не менее 7 образцов) как основного металла, так и металла сварного шва используемого технологического процесса сварки и получен статистически представительный объем этих данных.

Выявлено, что действительная трещиностойкость металла крупнозернистой составляющей ЗТВ даже наиболее хладостойких сталей при температурах ниже $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ может оказаться существенно ниже требуемой «Правилами...» РМРС. Фактически эти требования часто удается выполнить лишь за счет неточного попадания исходным фронтом трещины в узкую наиболее хрупкую структуру. Поэтому очевидна необходимость уточнения критериев применимости материала исходя из анализа прочности конструкции с реально возможными размерами дефектов типа непроваров, локализованных на границе сплавления. Перспективна также корректировка методик испытаний, например испытания образцов малых размеров с имитацией термического цикла сварки [19; 20] и/или испытания образцов на растяжение (образцы типа *SENT* [21; 22]), где реализуется менее жесткое напряженно-деформированное состояние по отношению к стандартным образцам *SENB*, приближенное к реальной ситуации.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Ильин А.В., Леонов В.П., Филин В.Ю. Определение параметра трещиностойкости *CTOD* для металла сварных соединений судокорпусных сталей при низких климатических температурах // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. 2009. № 32. С. 120–146.
- Виноградов О.П., Ильин А.В., Филин В.Ю. Научно-методические вопросы аттестационных испытаний на трещиностойкость структурно-неоднородного металла сварных соединений // Вопросы материаловедения. 2004. № 1. С. 75–89.
- Евенко В.И., Башаев В.К., Ильин А.В., Леонов В.П., Филин В.Ю. Проблемы аттестации и расчетного обоснования требований к сварным соединениям высокопрочных стальных конструкций для работы на шельфе Арктики // Вопросы материаловедения. 2009. № 3. С. 242–262.
- Minami F., Toyoda M., Thaulow C., Hauge M. Effect of strength mis-match on fracture mechanical behavior of HAZ-notched weld joint // Quarterly journal of Japan welding society. 1995. Vol. 13. № 4. P. 508–517.
- Zerbst U., Ainsworth R.A., Beier H.Th., Pisarski H., Zhang Z.L., Nikbin K., Nitschke-Pagel T., Münstermann S., Kucharczyk P., Klingbeil D. Review on fracture and crack propagation in weldments – A fracture mechanics perspective // Engineering Fracture Mechanics. 2014. Vol. 132. P. 200–276.
- Thaulow C., Paauw A.J., Guttormsen K. The heat affected zone toughness of low-carbon microalloyed steels // Welding journal. 1987. Vol. 66. № 9. P. S266–S279.
- Fairchild D.P., Bangaru N.V., Koo J.Y., Harrison P.L., Ozekcin A. A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steel // Welding journal. 1991. Vol. 70. № 12. P. S321–S329.
- Круглова А.А., Хлусова Е.И. Исследование структуры и свойств металла зоны термического влияния сварных соединений из стали марки 09Г2ФБ (E36), изготовленных с использованием термомеханической обработки и закалки с отпуском // Вопросы материаловедения. 2008. № 3. С. 5–11.
- Ардентов В.В., Малышевский В.А., Правдина Н.Н. Структура и свойства зоны термического влияния высокопрочной конструкционной стали // Физика и химия обработки материалов. 1985. № 5. С. 119–125.
- НД № 2-020101-087. Правила классификации и постройки морских судов. СПб.: Российский морской регистр судоходства, 2016. 234 с.
- НД № 2-020201-013. Правила классификации, постройки и оборудования плавучих буровых установок и морских стационарных платформ. Санкт-Петербург: Российский морской регистр судоходства, 2014. 491 с.
- BS EN ISO 15653:2010. Metallic materials. Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds.
- ISO 12135:2002. Metallic materials. Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness.
- ASTM E2818-11. Standard Practice for Determination of Quasistatic Fracture Toughness of Welds.
- Machida S., Miyata T., Hagiwara Y., Yoshinari H., Suzuki Y. A statistical study of the effect of local brittle zone (LBZ) on the fracture toughness (*CTOD*) of weldments // Defect assessment in components – fundamentals and applications. London: Mechanical engineering publications, 1991. P. 633–658.
- Gao X., Zhang G., Srivatsan T.S. A probabilistic model for prediction of cleavage fracture in the ductile-to-brittle transition region and the effect of temperature on model parameters // Materials Science and Engineering A. 2016. Vol. 415. № 1-2. P. 264–272.
- Hauge M., Thaulow C., Minami F., Toyoda M. Estimation lower bound *CTOD* fracture toughness of HAZ

- notched welds with mechanical mismatch // *Structural Integrity – experiments, models, applications: proceedings of the 10th European Conference on Fracture*. UK: EMAS, 1994. P. 1037–1049.
18. Beremin F.M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // *Metallurgical transactions A*. 1983. Vol. 14. № 11. P. 2277–2287.
 19. Østby E., Thaulow C., Akselsen O.M. Fracture toughness scatter and effect of constraint in weld thermal simulated HAZ microstructures at -60°C // *Proceedings of the Twenty-first (2011) International offshore and polar engineering conference*. Vol. 4. Maui, 2011. P. 443–448.
 20. Østby E., Thaulow C., Akselsen O.M., Kolstad G., Hauge M. Comparison of fracture toughness in real weld and thermally simulated CGHAZ of a 420 MPa rolled plate // *Proceedings of the Twenty-second (2012) International offshore and polar engineering conference*. Rhodes, 2012. P. 315–322.
 21. Nyhus B., Østby E., Thaulow C., Zhang Z., Olden V. SENT testing and the effect of geometri constraint in high strength steel // *International symposium of high strength steel*. Verdal, 2002. P. 23.
 22. Ильин А.В., Филин В.Ю., Артемьев Д.М. Сопоставление различных методик оценки трещиностойкости металла сварных конструкций, работающих в арктических условиях // *Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства*. 2015. № 40-41. С. 62–71.
- REFERENCES**
1. Ilyin A.V., Leonov V.P., Filin V.Yu. Evaluation of CTOD fracture toughness parameter of welded joints of shipbuilding steel at low climatic temperatures. *Nauchno-tekhnicheskii sbornik Rossiyskogo morskogo registra sudokhodstva*, 2009, no. 32, pp. 120–146.
 2. Vinogradov O.P., Ilyin A.V., Filin V.Yu. Scientific and methodical problems of fracture toughness certification for the welded joint structurally heterogeneous metal. *Voprosy materialovedeniya*, 2004, no. 1, pp. 75–89.
 3. Evenko V.I., Bashaev V.K., Ilyin A.V., Leonov V.P., Filin V.Yu. Problems of certification and design conditions of requirements to welded joints of high-strength steel structures for work on a shelf of Arctic regions. *Voprosy materialovedeniya*, 2009, no. 3, pp. 242–262.
 4. Minami F., Toyoda M., Thaulow C., Hauge M. Effect of strength mis-match on fracture mechanical behavior of HAZ-notched weld joint. *Quarterly journal of Japan welding society*, 1995, vol. 13, no. 4, pp. 508–517.
 5. Zerbst U., Ainsworth R.A., Beier H.Th., Pisarski H., Zhang Z.L., Nikbin K., Nitschke-Pagel T., Münstermann S., Kucharczyk P., Klingbeil D. Review on fracture and crack propagation in weldments – A fracture mechanics perspective. *Engineering Fracture Mechanics*, 2014, vol. 132, pp. 200–276.
 6. Thaulow C., Paauw A.J., Guttormsen K. The heat affected zone toughness of low-carbon microalloyed steels. *Welding journal*, 1987, vol. 66, no. 9, pp. S266–S279.
 7. Fairchild D.P., Bangaru N.V., Koo J.Y., Harrison P.L., Ozekcin A. A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steel. *Welding journal*, 1991, vol. 70, no. 12, pp. S321–S329.
 8. Kruglova A.A., Khlusova E.I. Research of structure and properties of metal of zone of thermal influence of welded joints from 09Г2ФБ (E36) steel grade, made with using of thermomechanical processing and quenching with tempering. *Voprosy materialovedeniya*, 2008, no. 3, pp. 5–11.
 9. Ardentov V.V., Malyshevsky V.A., Pravdina N.N. Microstructure and properties of heat affect zone of highstrength structure steel. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 1985, no. 5, pp. 119–125.
 10. *ND no. 2-020101-087*. Rules for the Classification and Construction of Maritime Ships. Sankt Petersburg, Russian Maritime Register of Shipping, 2016. 234 p. (In Russian).
 11. *ND no. 2-020201-013*. Rules for the Classification, Construction and Equipment of Mobile Offshore Drilling Units and Fixed Offshore Platforms. Sankt Petersburg, Russian Maritime Register of Shipping, 2014. 491 p.
 12. *BS EN ISO 15653:2010*. Metallic materials. Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds.
 13. *ISO 12135:2002*. Metallic materials. Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness.
 14. *ASTM E2818-11*. Standard Practice for Determination of Quasistatic Fracture Toughness of Welds.
 15. Machida S., Miyata T., Hagiwara Y., Yoshinari H., Suzuki Y. A statistical study of the effect of local brittle zone (LBZ) on the fracture toughness (CTOD) of weldments. *Defect assessment in components – fundamentals and applications*. London, Mechanical engineering publications, 1991, pp. 633–658.
 16. Gao X., Zhang G., Srivatsan T.S. A probabilistic model for prediction of cleavage fracture in the ductile-to-brittle transition region and the effect of temperature on model parameters. *Materials Science and Engineering A*, 2016, vol. 415, no. 1-2, pp. 264–272.
 17. Hauge M., Thaulow C., Minami F., Toyoda M. Estimation lower bound CTOD fracture toughness of HAZ notched welds with mechanical mismatch. *Structural Integrity – experiments, models, applications: proceedings of the 10th European Conference on Fracture*. UK, EMAS, 1994, pp. 1037–1049.
 18. Beremin F.M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel. *Metallurgical transactions A*, 1983, vol. 14, no. 11, pp. 2277–2287.
 19. Østby E., Thaulow C., Akselsen O.M. Fracture toughness scatter and effect of constraint in weld thermal simulated HAZ microstructures at -60°C . *Proceedings of the Twenty-first (2011) International offshore and polar engineering conference*. Maui, 2011, vol. 4, pp. 443–448.
 20. Østby E., Thaulow C., Akselsen O.M., Kolstad G., Hauge M. Comparison of fracture toughness in real weld and thermally simulated CGHAZ of a 420 MPa rolled plate. *Proceedings of the Twenty-second (2012) International offshore and polar engineering conference*. Rhodes, 2012, pp. 315–322.
 21. Nyhus B., Østby E., Thaulow C., Zhang Z., Olden V. SENT testing and the effect of geometri constraint in high strength steel. *International symposium of high strength steel*. Verdal, 2002, p. 23.

22. Ilyin A.V., Filin V.Yu., Artemyev D.M. Comparison of different methods to estimate the fracture toughness of metal welded structure operated in Arctic conditions.

Nauchno-tekhnicheskiy sbornik Rossiyskogo morskogo registra sudokhodstva, 2015, no. 40-41, pp. 62–71.

THE STUDY OF FRACTURE TOUGHNESS OF HEAT-AFFECTED ZONE OF WELDED JOINTS OF STEELS APPLIED FOR ARCTIC STRUCTURES

© 2018

A.Yu. Markadeeva, postgraduate student, engineer

A.V. Ilyin, Doctor of Sciences (Engineering), associate professor, Deputy Director

M.A. Gusev, principal engineer

I.V. Gorynin Central Research Institute of Structural Materials “Prometey” of National Research Center “Kurchatov Institute”, St. Petersburg (Russia)

Keywords: fracture toughness; arctic steels; welded joints; heat-affected zone; crack tip opening displacement (CTOD).

Abstract: The tests to estimate the CTOD (crack tip opening displacement) fracture toughness parameter for the metal of heat-affected zone (HAZ) of welded joints at the minimum operating temperatures (–30...–50 °C) are the mandatory element of the Programs of tests conducted under the supervision of the Russian Maritime Register of Shipping (RMRS) to get the approval for the metallurgical production of heavy gauge rolled steel intended for manufacturing the Arctic shelf marine facilities and ice-going vessels.

The paper studies fracture toughness of heat-affected zones of welded joints of high-resistance shipbuilding steels applied when producing arctic structures. Current experience of such testing revealed a number of both the procedural and criterial issues. In particular, it is practically impossible to carry out HAZ tests without partial penetration of the fatigue crack front to the weld with the low fracture toughness due to the curvature of weld joint fusion line. The statistically representative volume of data on the fracture toughness of welded joints of high-resistance shipbuilding steels was collected. The authors carried out the metallographic analysis of samples, which detected the actual penetration of the initial fatigue crack tip to the welded joint zone. Based on the data obtained, the authors carried out the analysis of the significance of some factors influencing the result obtained and the predictability of actual fracture toughness of local embrittled zones.

The algorithm of indirect evaluation of “actual” fracture toughness of the coarse grain HAZ metal based on the testing results of specimens made of weld metal, base metal and the statistically representative number of specimens notched along the HAZ is proposed in this paper. It is determined that the “actual” fracture toughness of HAZ is sufficiently lower than the one obtained when testing according to the standard methods.