

пытаний падающим грузом BDWT, как перспективной альтернативе, определенной по результатам этой работы. Недостаток на данный момент заключается в том, что инструментированные испытания в настоящее время не стандартизированы, а оптимизация оценки энергии распространения требуют либо дополнительного развития инструментальной методики испытаний, либо четкой регламентации процедуры их проведения. Последнее в некоторых случаях может быть затруднено, когда участок стабильного развития трещины невозможно с легкостью идентифицировать на самом графике. В дополнение к испытаниям, значительное внимание будет уделено моделированию методом конечных элементов, которое может оказать неоценимую помощь в понимании результатов испытаний. Первые результаты будут опубликованы в ближайшее время [28]. Кроме того, будет выполнена оценка динамической трещиностойкости методом испытания падающим грузом BDWT и соответствующие измерения отклонений. Ожидается появление дополнительной информации, которая поможет достоверно прогнозировать способность к остановке разрушения для высокопрочных материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Eiber R.J., Bubenik T.A., Maxey W.A. 1993. Battelle Columbus.
2. Demofonti G., Mannucci G. Roovers P. 3R International, Special Edition. 1. 2008.
3. Pyshmintsev I.Y., et al. Pipeline Technology Conference, Ostend, 2009, paper Ostend. 2009-078.
4. Pussegoda L. et al. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006. Calgary, Alberta, Canada, 2006. Paper IPC06-10231.
5. Wilkowski G. American Gas Association / European pipeline Research Group Seminar IV, 1981.
6. Wilkowski G. and Eiber R. ASM. ISBN 0-87170-027-1. 1978. P. 201 – 226.
7. Wilkowski G., Rudland D., Xu H. and Sanderson N. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006, Calgary, Alberta, Canada, 2006, paper IPC06-10350.
8. Wilkowski G. et al.: Recent Development On Determining Steady-State Dynamic Ductile Fracture Toughness from Impact Tests. Proceedings of 3rd International Pipeline Technology Conference, Brugge, Belgium. May 21 – 24, 2000. V. 1, 2000. P. 359 – 386.
9. Kanninen M.F. Joint final report by SwRI, CSM and Snam to the PRC, 1991.
10. Newman J.C. Jr., James M.A. and Zerbst U. Eng. Fracture Mechanics, 70. 2003. P. 371 – 385.
11. Demofonti G., Buzzichelli G., Venzi S. and Kanninen M. 2nd International Pipeline Technology Conference. V. II. Ostend, Belgium. 1995. P. 503 – 512.
12. O'Donoghue P.E., Kanninen M., Leung C. et al. Int. Journal Pressure Vessels and Piping, 70. 1997. P. 11 – 25.
13. Rudland D., Wilkowski G., Feng Z. et al. Eng. Fracture Mechanics, 70. 2003. P. 567 – 577.
14. Xu S., Bourchard R. and Tyson W. 5th International Pipeline Conference, IPC 2004. Calgary, Alberta, Canada. 2004. Paper IPC04-0192.
15. Xu S. and Tyson W. 7th International Pipeline Conference, IPC 2008. Calgary, Alberta, Canada. 2008. Paper IPC08-64060.
16. Martinelli A. and Venzi S. Eng. Fracture Mechanics, 53. 1996. P. 263 – 277.
17. Xu S., Bourchard R. and Tyson W. Eng. Fracture Mechanics, 74. 2007. P. 2459 – 2464.
18. Hashemi S., Howard I., Vates J. et al. 5th International Pipeline Conference, IPC 2004. Calgary, Alberta, Canada. 2004. Paper IPC04-0610.
19. Darcis P. et al. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006. Calgary, Alberta, Canada. 2006. Paper IPC06-10172.
20. Fonzo A., Meleddu A., Demofonti G. et al. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006. Calgary, Alberta, Canada. 2006. Paper IPC06-10331.
21. Leis B. 3rd IPTC.
22. Mannucci G. et al. 13th Biennial Joint Technical Meeting, New Orleans, USA. 2001.
23. Leis B., Eiber R., Carlson L. and Gilroy-Scott A. International Pipeline Conference. V. II. 1998. ASME.
24. Papka S. et al. 13th International Offshore and Polar Engineering Conference. Hawaii. 2003.
25. Makino H. et al. ISIJ International, 41. 2001. P. 381.
26. Makino H., et al. 7th International Pipeline Conference, IPC 2008. Calgary, Alberta, Canada. 2008. Paper IPC08-64078.
27. Leis B., Zhu X.-K., Forte T. et al. E. ICF, Turin. 2005.
28. To be published: Nonn A. and Kalwa C.: Modelling of Damage Behaviour of High Strength Pipeline Steel. European Conference on Fracture, 2010.

© 2012 г. М. Эрделен-Пепплер, Х.-Г. Хилленбранд,
С. Кальва, Г. Кнауф
Поступила 10 ноября 2011 г.

УДК 669.018.298.3

А.Б. Арабей¹, И.Ю. Пышминцев², В.М. Фарбер³, В.А. Хотинов³, А.О. Струин²

¹ОАО «Газпром»

²ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

³Уральский федеральный университет

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ КЛАССА ПРОЧНОСТИ X80 (K65)

Надежность эксплуатации магистральных трубопроводов для транспортировки энергоносителей определяется комплексом свойств основного металла труб и сварных соединений. Разработка новых сталей, исполь-

зование современных технологий позволили получать высокопрочный лист и, соответственно, сварные трубы с исключительно высоким уровнем вязко-пластических характеристик [1, 2]. Это определило повышенное вни-

мание к обеспечению и прогнозированию эксплуатационной надежности и трещиностойкости – способности металла сопротивляться распространению трещин по результатам лабораторных и полномасштабных полигонных (натурных) испытаний, требующих существенных затрат [3 – 5].

Главное преимущество полигонных испытаний заключается в учете масштабного фактора: исследуются свойства самой трубы в условиях, приближенных к условиям эксплуатации. Основной недостаток – низкая статистическая значимость, так как невозможно исследовать на разрушение каждую трубу. К тому же при полигонных испытаниях крайне сложно поддерживать стабильными многие значимые параметры: температуру трубы, качество ее засыпки грунтом, характеристики газа-наполнителя и т.д.

Лабораторные испытания существенно дополняют полигонные, поскольку позволяют проводить относительно простые испытания большого числа образцов при строго определенных условиях. Однако напряженно-деформированное состояние в образцах отличается от того, которое создается в трубе, а химический состав, структура и механические свойства металла трубы (листа) могут варьироваться в определенных пределах.

Цель настоящей работы – изучение механизмов разрушения основного металла газопроводных сварных труб класса прочности X80 (K65) при натурных и лаборатор-

ных испытаниях и выявление на этой основе основных параметров, характеризующих их трещиностойкость.

Исследованы образцы, вырезанные из труб диаметром 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм после полигонных испытаний. Химический состав исследованных сталей приведен в табл. 1.

Испытания на ударную вязкость проводились по ГОСТ 9454-78 на образцах Шарпи сечением $10 \times 10 \text{ мм}^2$, вырезанных поперек направления прокатки листа, в диапазоне температур от $+20$ до -90 °С.

Фрактографический анализ изломов включал в себя выделение на поверхности разрушения следующих зон: L_C – сдвиговой (стабильного роста магистральной трещины) и L_B – волокнистой, где, как и в зоне L_C , происходит преимущественно вязкое разрушение (рис. 1) [4]. Замер их величины проводили в направлении распространения магистральной трещины на фрактограммах, полученных при пятикратном увеличении.

Рассчитывалось отношение линейных размеров зон к высоте образца в месте надреза (B), которое не зависит от его размера, т.е. обладает свойством подобия. На поверхности изломов имеются очаговые трещины–расщепления (РЩ), располагающиеся преимущественно в волокнистой зоне L_B (см. рис. 1).

Оценивались следующие параметры расщеплений: – площадь, занимаемая ими на поверхности изло-

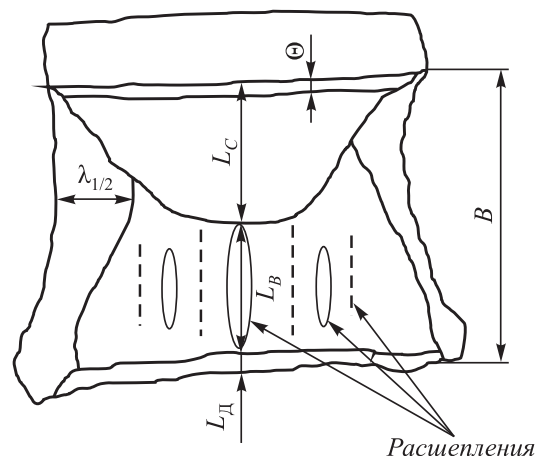
Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Сталь	C	Mn	Si	S	P	Mo	Cu	V	Nb	Ti
1	0,05	1,81	0,20	0,008	0,014	0,22	0,24	0,02	0,05	0,02
2	0,05	1,81	0,21	0,002	0,009	0,02	0,03	0,03	0,07	0,02
3	0,05	1,84	0,20	0,009	0,013	0,22	0,06	0,03	0,07	0,02
4	0,07	1,67	0,27	0,002	0,007	0,20	0,18	0,02	0,05	0,01



а



б

Рис. 1. Поверхность разрушения ударного образца, $\times 5$ (а) и схема расположения зон и расщеплений в изломе (б)

ма $S_{\text{рщ}}$, принимая, что форма отдельного расщепления близка к эллипсовидной:

$$S_{\text{рщ}} = \frac{\pi l_{\text{рщ}} b_{\text{рщ}}}{4} n, \quad (1)$$

где $l_{\text{рщ}}$ и $b_{\text{рщ}}$ – длина и ширина отдельного расщепления, соответственно, n – число расщеплений;

– относительное количество $n_{\text{отн}}$ расщеплений, исходя из предположения, что рост РЩ происходит за счет объединения мелких:

$$n_{\text{отн}} = \frac{\sum l_{\text{рщ}}}{l_{\text{рщ}}^{\min}}, \quad (2)$$

где $\sum l_{\text{рщ}}$ – суммарная длина всех расщеплений, $l_{\text{рщ}}^{\min}$ – длина минимального расщепления на поверхности излома данного образца;

– плотность расщеплений $\rho_{\text{рщ}}$:

$$\rho_{\text{рщ}} = \frac{n_{\text{отн}}}{S_{L_B}}, \quad (3)$$

где S_{L_B} – площадь волокнистой зоны L_B .

Вследствие того, что определить с высокой точностью $S_{\text{рщ}}$ сложно, при оценке интенсивности этого процесса параметр $\rho_{\text{рщ}}$ представляется более объективным, чем $S_{\text{рщ}}$.

Испытания на статическую трещиностойкость проводили по стандарту BS 7448-1 на полнотолщинных компактных образцах размером $B \times 2B$ (где B – толщина образца) при температуре -20°C . Механический надрез на образцах и, соответственно, усталостная трещина располагались вдоль направления прокатки листа, перпендикулярно наружной поверхности трубы. Для установки экстензометра по линии нагружения образцов на них наносили ступенчатый механический надрез.

Расщепления – это особый тип очаговых трещин, которые могут возникать на поверхности изломов по-

сле испытаний на растяжение, ударный изгиб, статическую трещиностойкость, падающим грузом, а также при вязком распространении трещины в современных трубах большого диаметра [4 – 8].

Возникновение РЩ в современных трубных сталях не связано с неметаллическими включениями, а обусловлено особенностями формирования микроструктуры при прокатке листа [5 – 8], что определяет их строго определенную ориентацию вдоль направления прокатки листа (рис. 2, а).

В изломе труб, образцов Шарпи и компактных образцов, применяемых для исследования статической трещиностойкости, РЩ, как правило, находятся в основном в волокнистой зоне L_B и весьма редко в сдвиговой зоне или зоне усталостной трещины (см. рис. 2).

Установлено, что в рельефе боковых поверхностей РЩ имеется значительная доля хрупкой составляющей (рис. 3). В то же время в окрестностях РЩ и между ними наблюдается чисто вязкий чашечный излом, подобный тому, который формируется в сдвиговой зоне.

Первые РЩ в изломах образцов обеих сталей появляются в зоне L_B при $T_{\text{исп}} = -20^\circ\text{C}$ и при понижении $T_{\text{исп}}$ вплоть до -60°C включительно их плотность и площадь интенсивно возрастают (рис. 4, а). Стали 1 и 2 имеют сходные зависимости KCV от температуры испытаний в интервале $(+20) - (-90)^\circ\text{C}$. Высокие значения KCV ($350 - 360 \text{ Дж/см}^2$) при $T_{\text{исп}} = (-20) - (+20)^\circ\text{C}$ соответствуют практически постоянной величине L_B/B на уровне $55 - 60\%$, а снижение KCV сопровождается ростом L_B/B вплоть до $T_{\text{исп}} = -60^\circ\text{C}$ (рис. 4, б). При $T_{\text{исп}} = -90^\circ\text{C}$ зона L_B неизменна и на поверхности излома появляется область хрупкого скола.

Морфология РЩ (форма и расположение на поверхности) одинакова во всех изученных сталях, что позволяет по морфологическим признакам условно разбить их на три группы.

Мелкие РЩ длиной $l_{\text{рщ}} \leq 1/4 L_B$. Ширина таких узких РЩ $b_{\text{рщ}} \approx 1 \text{ мм}$, они располагаются строчками вдоль

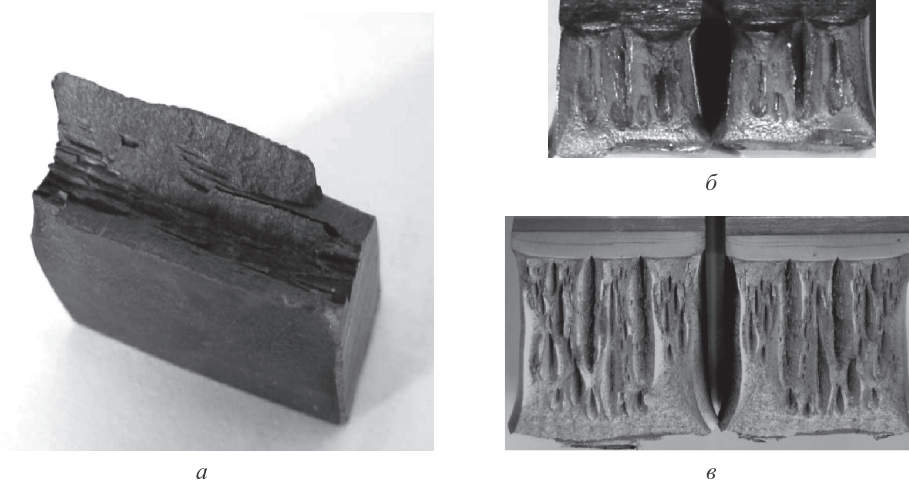


Рис. 2. Расщепления на поверхности разрушения: трубы после полигонных испытаний (а); образца Шарпи после испытаний на ударный изгиб (б); компактного образца после испытаний на трехточечный изгиб (в)

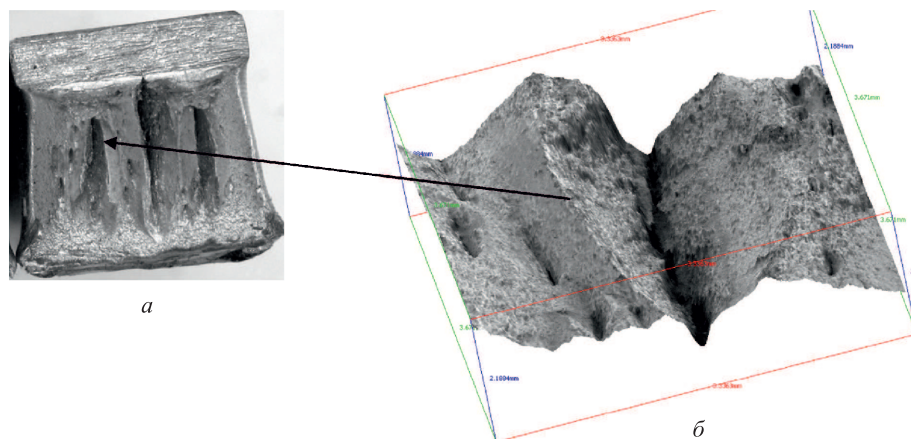


Рис. 3. Поверхность разрушения (а); 3D-модель поверхности излома образца Шарпи ($T_{\text{исп}} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$), вырезанного из стали 2 (б)

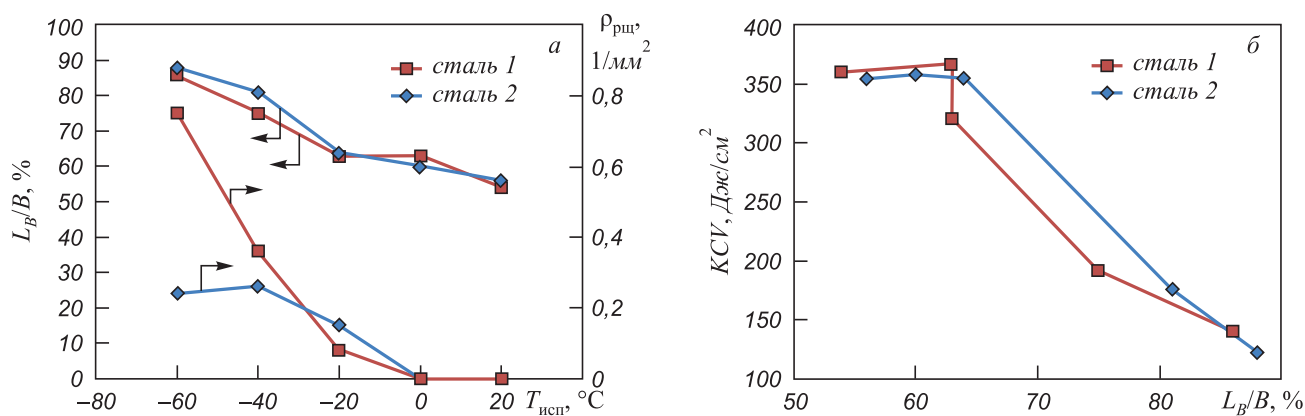


Рис. 4. Влияние температуры испытаний на относительную длину зоны L_B/B (а) и соотношение $KCV-L_B/B$ (б) образцов Шарпи сталей 1 и 2

длинной оси зоны L_B и составляют относительное большинство в любом изломе (рис. 2, 5). К ним же можно отнести сверхмелкие РЩ $l_{\text{рщ}} \leq 0,5$ мм.

Средние РЩ длиной $l_{\text{рщ}} \leq 1/2 L_B$ и шириной $b_{\text{рщ}} = 0,6 - 1,7$ мм, для которых не очень четко проявляется тенденция увеличения $b_{\text{рщ}}$ с ростом длины.

Крупные РЩ ($l_{\text{рщ}} \approx L_B$) вытянуты через всю зону L_B и крайне редко проникают в зону L_C . В изломе образцов Шарпи обычно имеется от 1 до 3 крупных РЩ, которые расположены всегда в центре излома или симметрично вблизи него (см. рис. 2).

Между крупными (средними) РЩ имеются цепочки мелких, которые также типичны для периферии зоны L_B со стороны губ среза. Эволюция размеров и количества РЩ при понижении $T_{\text{исп}}$ видна на рис. 5. Расположение мелких РЩ в виде строчек, параллельных направлению распространения магистральной трещины, как и вытянутость всех РЩ вдоль этого направления, позволяет предполагать, что их рост происходит путем слияния отдельных РЩ в строчках при разрушении перемычек между ними и одновременным утолщением (расширением) при смещении их берегов на расстояния, примерно пропорциональные удлинению. Так, средние РЩ ($l_{\text{рщ}} = 2 - 3$ мм) образуются путем слияния примерно

двух мелких ($l_{\text{рщ}} = 0,8 - 1,2$ мм), расположенных рядом в строчке, крупные ($l_{\text{рщ}} = 4 - 6,5$ мм) при объединении примерно двух средних.

Как видно на поверхности излома (см. рис. 2), укрупнение РЩ происходит в окрестностях центра образца, где располагаются РЩ длиной $l_{\text{рщ}} \approx L_B$ и действуют максимальные растягивающие напряжения, перпендикулярные к оси РЩ (направлению прокатки листа).

Близость характеристик разрушения (величины и температурного хода KCV , L_B , $S_{\text{рщ}}$ и $\rho_{\text{рщ}}$) сталей 1 и 2 позволяет считать, что некоторые различия между параметрами РЩ ($l_{\text{рщ}}$ и $b_{\text{рщ}}$) при одинаковых $T_{\text{исп}}$ (см. рис. 5) находятся в пределах статистического разброса, что дает возможность рассматривать их совместно и находить общие тенденции изменения при снижении $T_{\text{исп}}$.

При появлении первых РЩ ($T_{\text{исп}} = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$) наряду с мелкими РЩ успевают сформироваться несколько крупных (средних) РЩ максимально большей ширины ($b_{\text{рщ}} \geq 2,5$ мм) (см. рис. 5). Важно, что KCV остается на прежнем высоком уровне (как и при $T_{\text{исп}} > -20\text{ }^{\circ}\text{C}$) при постоянной величине L_B/B .

При $T_{\text{исп}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$ в образцах обеих сталей создают-ся оптимальные условия для возникновения и роста

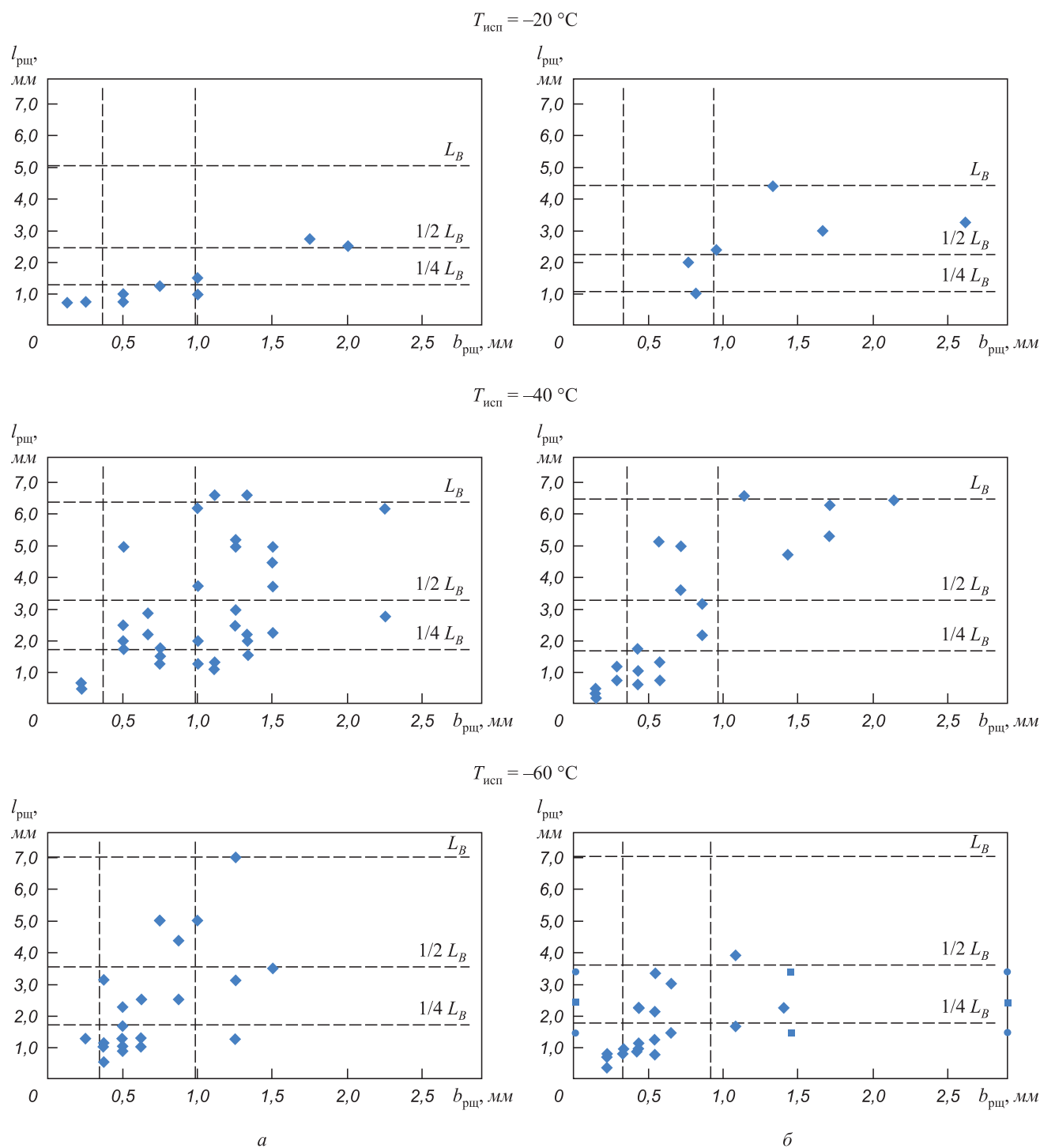


Рис. 5. Длина $l_{\text{рщ}}$ и ширина $b_{\text{рщ}}$ расщеплений в изломах образцов Шарпи, вырезанных из труб состава 1 (а) и 2 (б)

РЩ, что проявляется в наибольших значениях количества и ширины крупных и, особенно, средних РЩ (см. рис. 5).

Дальнейшее снижение температуры до $T_{\text{исп}} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ сопровождается падением энергоемкости разрушения (КСВ) при наибольшей величине L_B/B и $\rho_{\text{рщ}}$, хотя $S_{\text{рщ}}$ продолжает увеличиваться или оставаться на том же уровне, что и при $T_{\text{исп}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$. При этом снижается число средних РЩ, иногда полностью исчезают крупные РЩ и, что особенно типично, уменьшается их ши-

рина (см. рис. 5). Низкая $T_{\text{исп}}$ не способствует раскрытию РЩ и их росту.

Трубы из сталей 3 и 4 обладают значительно большим запасом вязкости, чем трубы из сталей 1 и 2 (рис. 6). Высокий уровень ударной вязкости по Шарпи ($\text{КСВ} \geq 325\text{ Дж/см}^2$) в трубе из листа состава 4 сохраняется вплоть до $T_{\text{исп}} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$, в трубе из листа состава 3 составляет 275 Дж/см^2 , а при снижении температуры до $T_{\text{исп}} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ уменьшается только на 15 Дж/см^2 .

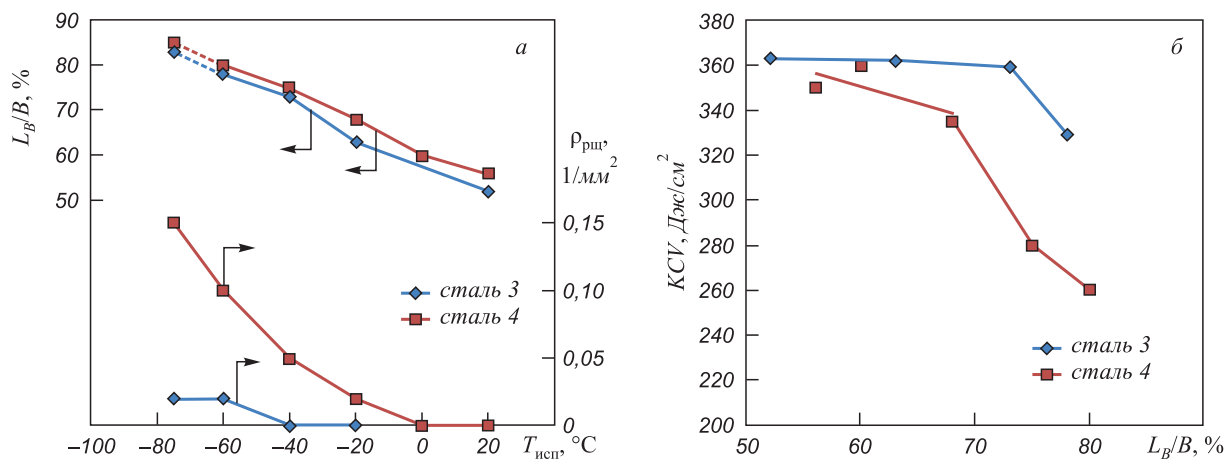


Рис. 6. Влияние температуры испытаний на относительную длину зоны L_B/B (а) и соотношение $KCV-L_B/B$ (б) для сталей 3 и 4

Абсолютные значения параметра L_B/B и его температурный ход для образцов всех сталей близки (см. рис. 4 и 6). Кривые $KCV-L_B/B$ также состоят из двух участков (см. рис. 6, б). Примечательно, что начало второго участка, когда для всех изученных сталей KCV становится чувствительной к L_B/B , совпадает с появлением в изломе образцов Шарпи первых РЩ. Однако в стали 4 при $T_{исп} = -60$ °C на поверхности излома только у одного из трех испытанных образцов обнаруживаются небольшие, почти равноосные, глубокие РЩ. При $T_{исп} = -75$ °C ситуация по РЩ в образцах стали 4 остается примерно такой же, как при $T_{исп} = -60$ °C, хотя точно определить величину зоны L_B весьма затруднительно из-за появления в изломе участков хрупкого скола.

Первые крупные РЩ в образцах, вырезанных из трубы состава 3, появляются при $T_{исп} = -20$ °C, и при дальнейшем снижении температуры испытаний $\rho_{рщ}$ возрастает вплоть до -75 °C (см. рис. 6, а).

Использование полнотолщинных образцов позволяет в значительной степени приблизить условия трещинообразования в образцах к тем, которые формируются в стенке трубы. Характерным для изломов образцов, испытанных на статическую трещиностойкость, являются крайне небольшой размер сдвиговой зоны L_C и несимметричность расположения зон (и, соответственно, расщеплений) относительно центра излома. Вероятно, эти особенности связаны с параметрами усталостной трещины, которая является инициатором развития магистральной трещины.

На поверхности излома имеются одно или несколько крупных РЩ вблизи центра, длина которых может достигать величины зоны L_B и иногда выходить за ее пределы. При приближении к периферии зоны L_B в сторону губ среза длина и ширина РЩ снижаются, а количество их может возрастать. При этом наблюдается тенденция к расположению средних и мелких РЩ в виде строчек, что позволяет предполагать, что укрупнение РЩ также, как в образцах Шарпи, происходит за счет объединения мелких очаговых трещин в

строчке при разрушении перемычек между ними. При $T_{исп} = -20$ °C большая часть РЩ в образцах сталей 3 и 4 сохраняет малую длину ($l_{рщ} < 3$ мм) и ширину ($b_{рщ} < 0,8$ мм) (рис. 7). С увеличением длины расщеплений ($l_{рщ} > 1/4 L_B$) увеличиваются их ширина и угол раскрытия $\delta_{рщ}$, а количество снижается.

Эволюцию геометрических размеров расщеплений можно оценить по углу их раскрытия $\delta_{рщ}$, который является косвенным показателем способности материала релаксировать напряжения. Видно (см. рис. 7), что в стали 4 расщепления преимущественно растут в глубину и ширину, что обуславливает повышение $\delta_{рщ}$, тогда как в металле состава 3 большинство расщеплений имеет относительно малый угол раскрытия (≤ 40 °C).

Фрактографические параметры компактных образцов (L_B , $l_{рщ}$, $b_{рщ}$, $\delta_{рщ}$), как и характеристики трещиностойкости (δ – критическое раскрытие в вершине трещины и J -интеграл) [6] показывают, что трубы из листа состава 4 обладают более высокой трещиностойкостью, чем трубы из листа состава 3. Об этом свидетельствуют уравнения регрессии, описывающие соотношения между $l_{рщ}$ и $b_{рщ}$ (см. рис. 7), т.е. интенсивность «роста» РЩ.

Важно, что результаты испытаний на статическую трещиностойкость совпадают с энергетическими и фрактографическими данными исследований ударной вязкости на образцах Шарпи. Тожественность в морфологии, характере распределения, эволюции РЩ в образцах, разрушенных при различных видах и скоростях нагружения, отображает физическую общность механизмов образования и роста РЩ, что позволяет найденные на образцах закономерности этого явления с определенной осторожностью переносить на поведение аналогичных очаговых трещин в стенке сварных труб, разрушенных при натурных (полигонных) испытаниях.

Выводы. Все четыре изученные стали являются высоковязкими ($KCV \approx 350$ Дж/см²) в диапазоне

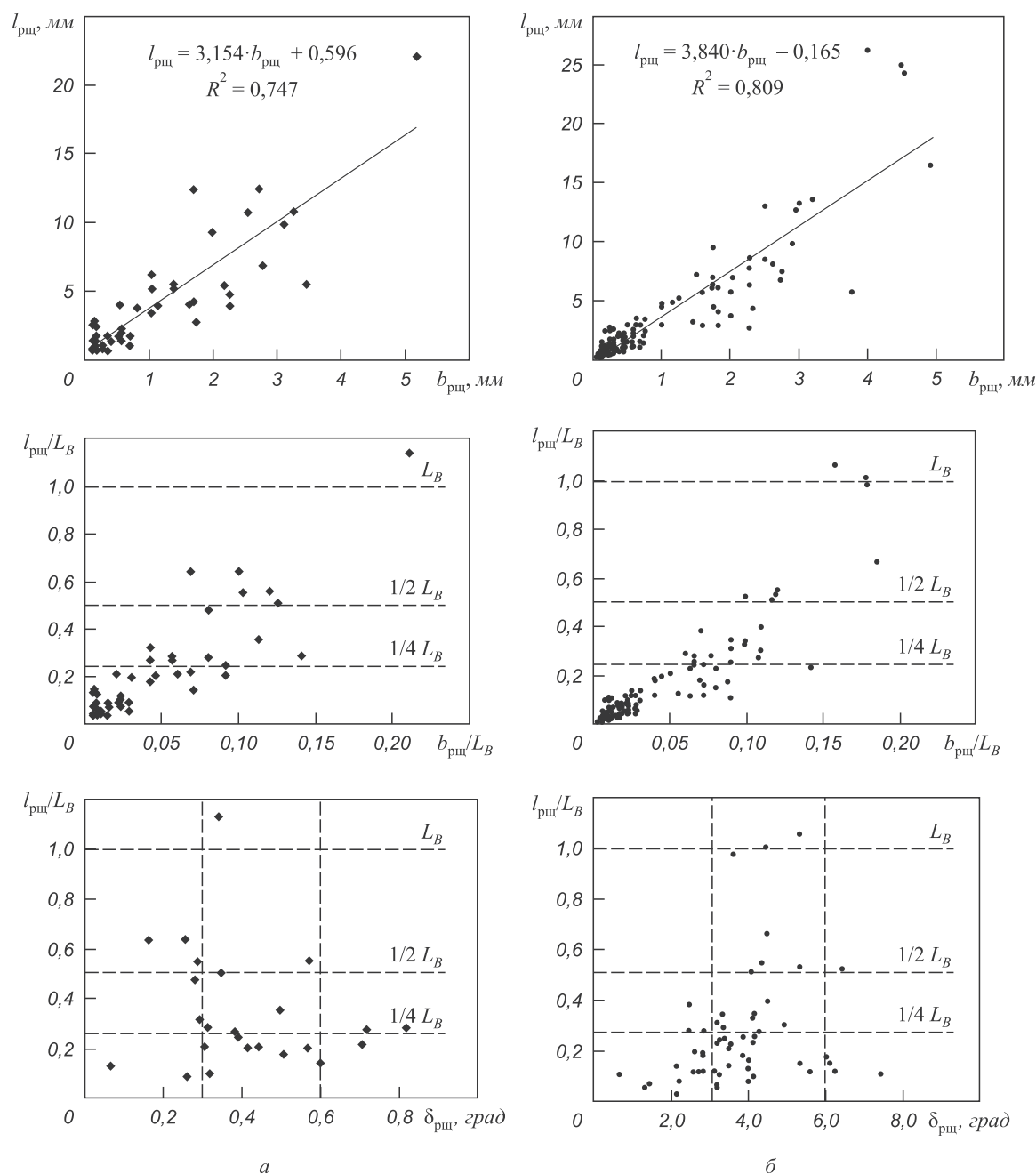


Рис. 7. Фрактографические параметры расщеплений ($l_{рщ}/L_B$ – относительная длина, $b_{рщ}/L_B$ – относительная ширина, $\delta_{рщ}$ – угол раскрытия) в изломах полнотолщинных компактных образцов труб из листа состава 3 (а) и 4 (б)

температур испытания (+20) – (–20) °С. Столь крайне высокий уровень KCV во многом связан с формированием при разрушении в районе комнатных температур большой сдвиговой зоны ($L_C/B \approx 40\%$). Однако данные характеристики не гарантируют уровень трещиностойкости, необходимый для остановки протяженного вязкого разрушения в трубопроводе. Проведенные исследования позволяют выделить наиболее значимые параметры, ответственные за трещиностойкость изученных сварных труб (табл. 2). К ним, в первую очередь, нужно отнести уровень KCV при $T_{исп} = -40$ °С, который по техническим требованиям Газпрома должен быть не менее 250 Дж/см² [2], чему

Таблица 2

Энергетические и фрактографические параметры трещиностойкости труб различных производителей

Сталь	$T_{исп}$, °С, (L_B/B , %) появления РЩ	$T_{исп}$, °С, при $\rho_{рщ}^{max}$	Трещиностойкость
1	–20 (63)	–40	Низкая
2	–20 (57)	–40	Низкая
3	–20 (68)	–75	Удовлетворительная
4	–60 (73)	(–65) – (–75)	Высокая

соответствует относительная величина волокнистой зоны $L_B/B \leq 78\%$ [4].

По своей природе разрушение в волокнистой зоне является вязким и типичным для большинства конструкционных сталей. Относительно высокая величина L_B/B не свидетельствует о пониженной трещиностойкости сталей без анализа параметров ращеплений в этой зоне.

Особенностью данных сталей является то, что первоначальное снижение KCV при понижении $T_{исп}$ происходит не благодаря появлению хрупкой зоны $L_{хр}$, а благодаря возникновению и увеличению количества РЩ и занимаемой ими площади. У первых трех сталей РЩ появляются при $T_{исп} = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и только у стали 4 при $T_{исп} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ (см. табл. 2), что свидетельствует о ее наиболее высокой трещиностойкости. Это подтверждается и максимальной величиной $L_B/B = 73\%$ при появлении первых РЩ. У сталей с высокой трещиностойкостью темп увеличения плотности РЩ и площади, занимаемой ими, замедленный, и низкая $T_{исп}$, при которой плотность РЩ ($\rho_{рщ}$) достигает максимума.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Настич С.Ю., Арабей А.Б. // *Металлург*. 2008. № 8. С. 39 – 42.
2. Арабей А.Б. // *Изв. вуз. Черная металлургия*, 2010. № 7. С. 3 – 10.
3. Русакова В.В., Лобанова Т.П., Арабей А.Б. и др. // *Наука и техника в газовой промышленности*. 2009. № 1. С. 17 – 21.
4. Фарбер В.М., Хотинков В.А., Арабей А.Б. и др. // *Тр. XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»*: сб. докл. – Челябинск: РосНИТИ, 2010. С. 108 – 116.
5. Пышминцев И.Ю., Мальцева А.М., Гервасьев А.М. и др. // *Сталь*. 2011. № 2. С. 75 – 81.
6. Насыбулина Е.Р., Струин А.О., Широков В.В. // *Тр. XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»*: сб. докл. – Челябинск: РосНИТИ, 2010. С. 122 – 126.
7. Орлов В.В., Ильин А.В., Хлусова Е.И. и др. // *Тр. XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»*: сб. докл. – Челябинск: РосНИТИ, 2010. С. 67 – 77.
8. Mannucci G., Demofonti G. // *Int. Pipeline Technology Conf.: thesis proceedings*. Beijing, 2010. P. 6 – 115.

© 2012 г. А.Б. Арабей, И.Ю. Пышминцев,
В.М. Фарбер, В.А. Хотинков, А.О. Струин
Поступила 7 февраля 2012 г.