

УДК 669.14-462:669.017.3:620.171:621.771.23

*О.Г. Зотов, Р.В. Сулягин,
А.А. Кононов, А.И. Шамшурин*

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН СНИЖЕНИЯ ВЯЗКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ОБРАЗЦОВ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА СТОД

*O.G. Zotov, R.V. Sulyagin ,
A.A. Kononov, A.I. Shamshurin*

ON RESEARCHING THE REASONS OF A DECREASE OF DUCTILE CHARACTERISTICS OF PIPELINE STEEL SPECIMENS DURING CTOD TEST

Исследовали образцы трубной стали с различными значениями СТОД: были проведены металлографические исследования структуры образцов методами оптической и электронной сканирующей микроскопии, определен химический состав матрицы и неметаллических включений. Установлено, что решающее влияние на вязкие характеристики образцов оказывает наличие, химический состав и характер распределения неметаллических включений в центральной части образцов.

ТРУБНАЯ СТАЛЬ; МИКРОСТРУКТУРА; МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ; МИКРОШЛИФЫ; ВЯЗКИЕ СВОЙСТВА; ИСПЫТАНИЯ НА СТОД; НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ; СУЛЬФИДЫ МАНГАНЦА; ОКСИДЫ КРЕМНИЯ; ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ.

The paper considers the pipeline steel specimens with different values of CTOD. A number of metallographic structure researches by optical microscopy and scanning electron microscopy were carried out. Chemical compositions of matrix and nonmetallic inclusions were determined. It was established that the chemical composition, presence and distribution of nonmetallic inclusions in specimen center part are the main factors that determine the ductile characteristics.

PIPELINE STEEL, MICROSTRUCTURE, METALLOGRAPHIC RESEARCHES, MICROSECTIONS, DUCTILE CHARACTERISTICS, CTOD TEST, NONMETALLIC INCLUSIONS, MANGANESE SULFIDES, SILICON OXIDES, FRACTURE BEHAVIOR

В последнее время все больше внимания уделяется проблеме надежности трубопроводных сетей, прокладываемых под водой, в условиях повышенной сейсмической активности и в вечной мерзлоте [1–4]. По этой причине на первое место среди требуемых свойств выходит склонность материала к хрупкому разрушению. Эта характеристика может быть оценена как при определении ударной вязкости материала, так и при более сложных комплексных испытаниях, которым подвергаются и металл труб, и сварные соединения трубопроводов. К подобным испытаниям относятся испытания на раскрытие в вершине трещины СТОД, методика которых регламентирована британским стандартом BS 7448–91.

Испытания сталей на СТОД широко применяются при оценке допустимых значений распространения трещины и приложенных нагрузок. Испытания проводятся на полнотолщинном образце стали с надрезом и предварительно нанесенной усталостной трещиной на конце [5]. Испытания проводят от начала образования хрупкой трещины до полного пластического разрушения (рис. 1). При этом определяют следующие количественные характеристики: δ_c — раскрытие вершины трещины на первоначальном этапе приложения нагрузки; δ_u — хрупкий излом после медленного (вязкого) роста трещины; δ_m — вязкий рост трещины до разрушения образца при максимальной нагрузке в условиях стабильного

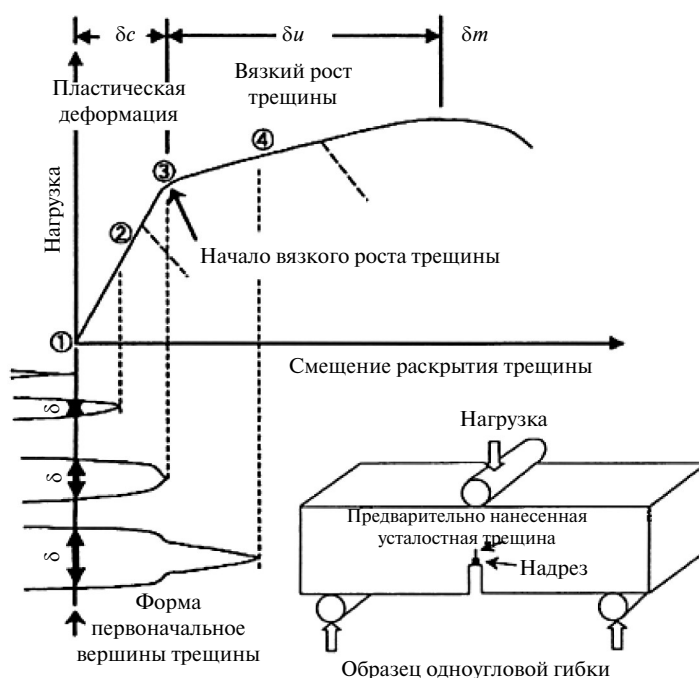


Рис. 1. Схема испытаний по определению раскрытия трещины СТOD

роста трещины. Чем больше величина СТOD, тем более длинные трещины или более высокие нагрузки может выдерживать конструкция.

Величина СТOD зависит от таких внешних параметров, как температура испытаний и толщина образца, однако определяющее влияние на эту характеристику оказывает структура материала, неметаллические включения и различные дефекты [6–9]. По этой причине для одного типа материала, изготовленного по одинаковой технологии, при одинаковых параметрах испытания можно получить совершенно различные результаты по величине СТOD. Объяснить причину таких различий исходя из известных литературных данных не представляется возможным. Однако этот вопрос имеет важное практическое значение.

Целью работы было выявление причин различий в значениях параметров СТOD образцов стали одинаковой категории прочности.

Материал и методика эксперимента

Исследовали трубную сталь категории прочности К60. Марочный химический состав стали в масс. % следующий:

C..... 0,07–0,09
Si 0,17–0,54

Mn..... 1,50–1,70
Nb.....0,08
V0,09
Al..... 0,02–0,05
S <0,005
P <0,013
Cu..... 0,3
Cr..... 0,3
Ni 0,3

Использовали три образца трубной стали категории прочности К60, а именно 281-2, 280-1, 323-1, которые после проведения испытаний основного металла на СТOD в соответствии с требованиями стандарта BS 7448-1 показали различные результаты (табл. 1). В качестве критерия оценки параметра СТOD использовали

Таблица 1

Результаты механических испытаний по определению параметра СТOD

Номер образца	Критическое значение СТOD δ_{c2} , мм	Требуемое значение СТOD δ_{c2} , мм
281–2	0,65	0,25
280–1	0,18	0,25
323–1	2,30	0,25

значение δ_c , соответствующее раскрытию вершины трещины на первоначальном этапе приложения нагрузки.

Как видно из представленных в табл. 1 результатов, параметр СТОД в образце 280-1 стали не соответствует требуемому значению, а в образцах 281-2 и 323-1 — соответствует. При этом значения СТОД в образце 323-1 значительно выше, чем в образце 281-2.

Для проведения исследований образцы стали были разрезаны в поперечном по отношению к излому направлении и на плоскости реза изготовлены микрошлифы. Резка образцов и изготовление микрошлифов производили на специализированном оборудовании фирмы АТМ. Металлографический анализ микрошлифов осуществляли на световом оптическом микроскопе *Leica DMI 5000*. Для исследования были изготовлены образцы стали без травления и после травления в 5 %-м растворе HNO_3 в этиловом спирте.

Результаты экспериментальных исследований

Панорамные изображения непротравленных макрошлифов исследуемых образцов стали в месте центрального расслоения приведены на рис. 2. Видно, что в образце 281-2 центральное рассло-

ение представляет собой острую трещину, проходящую через вытянутые включения (рис. 2, а). В центральной части образца видна «дорожка» из подобных включений. В образце 280-1 центральное расслоение также представляет собой острую трещину (рис. 2, б), причем в вершине трещины видны отдельные включения. В образце 323-1 центральное расслоение представляет собой тупую трещину и следов включений в вершине трещины не наблюдается (рис. 2, в).

На следующем этапе работы изучали микроструктуру образцов стали на протравленных микрошлифах. На рис. 3 приведены панорамные изображения микроструктуры исследованных образцов.

Из анализа микроструктуры стали следует, что у всех исследованных образцов расслоение наблюдается в центральной части вдоль направления прокатки. Вершины трещин, образовавшихся при расслоении, располагаются в зоне осевой структурной ликвации, которая хорошо просматривается во всех образцах. При этом в структуре всех исследованных образцов наблюдается ярко выраженная структурная полосчатость. Полученные результаты металлографического анализа согласуются с данными макроструктурного исследования стали.

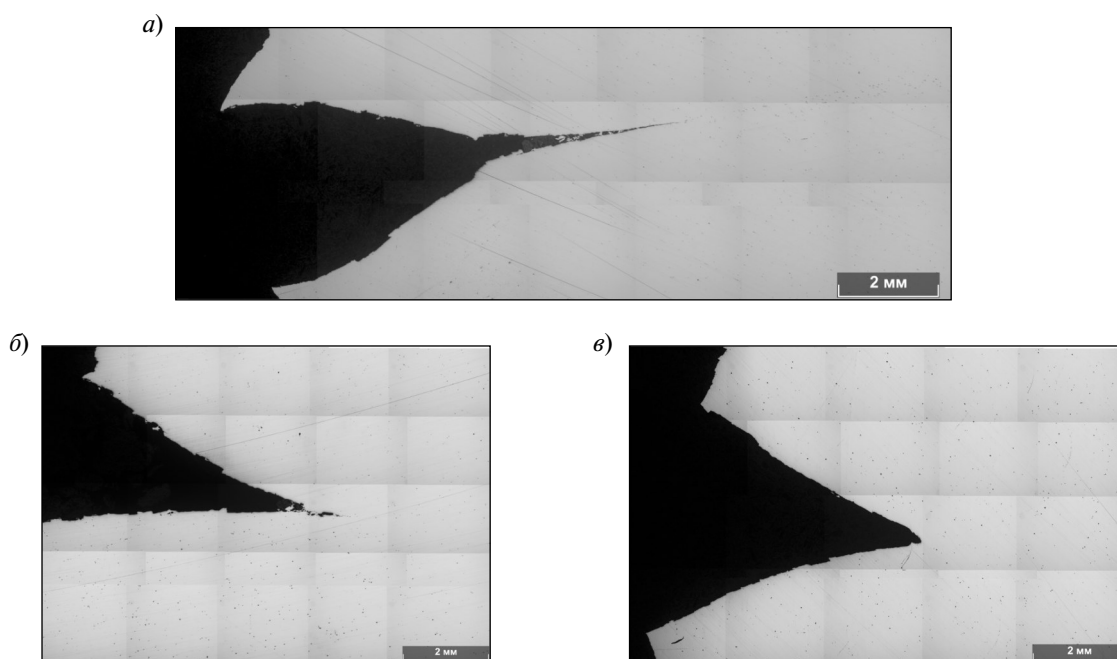


Рис. 2. Панорамные изображения непротравленных макрошлифов исследованных образцов стали:
а — 281-2; б — 280-1; в — 323-1

Более детальное изучение микроструктуры образцов стали позволило установить следующее (рис. 4–6).

Микроструктура образца 281-2 является мелкодисперсной ферритно-перлитно-бейнитной (рис. 4). В центральной части образца наблюдаются крупные, вытянутые вдоль направления прокатки скопления гранулярного бейнита с ферритом, формирующиеся в пределах аустенитного зерна. Этот факт может свидетельствовать о недостаточной проработке структуры при прокатке. Более подробно аналогичные структурные образования были рассмотрены в работе [10]. Следует также отметить, что в вершине расщеления видны вытянутые включения, располагающиеся в центральной части образца. Можно предположить, что по виду и характеру расположения данные включения являются включениями сульфида марганца.

Микроструктура образца 280-1 (рис. 5) также является ферритно-перлитно-бейнитной и принципиально не отличается от структуры ранее рассмотренного образца 281-2. В структуре образца присутствуют крупные конгломераты феррито-бейнитной смеси. В вершине трещины (расщепление) также наблюдаются мелкие включения. Однако вершина трещины имеет более разветвленный характер и цепочки вытянутых включений в центральной части образца отсутствуют.

Микроструктура образца 323-1 (рис. 6) принципиально не отличается от ранее рассмотренных образцов и также является ферритно-перлитно-бейнитной, однако характер расщепления в этом образце совершенно иной. Расщепление здесь представляет собой вязкую раскрытую тупую трещину с довольно большим радиусом в вершине. Никаких включений

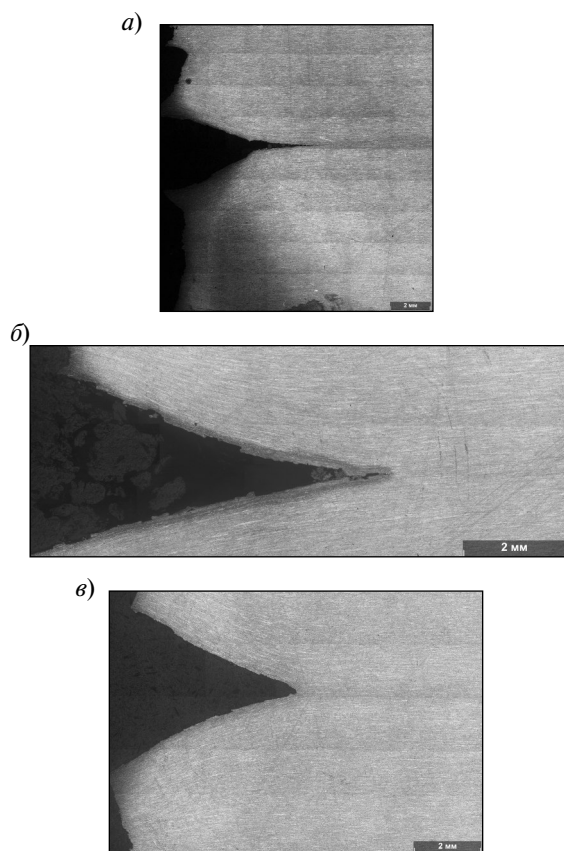


Рис. 3. Панорамные изображения микроструктуры исследованных образцов стали:

a – 281-2; *б* – 280-1; *в* – 323-1

в вершине трещины и на пути ее распространения не обнаружено.

Таким образом, в центральной части образцов 281-2 и 280-1 расщепление представляет собой острую хрупкую трещину, проходящую по включениям, тогда как в образце 323-1 расщепление выглядит как вязкая тупая раскрытая трещина с большим радиусом в вершине.

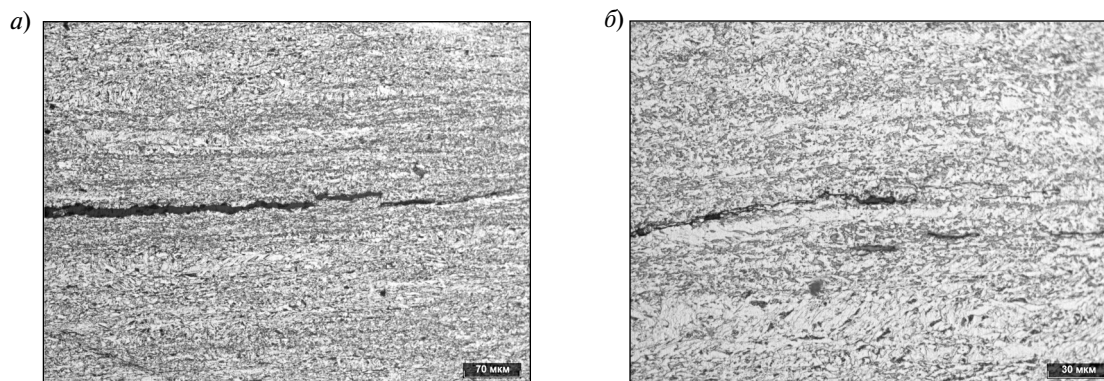


Рис. 4. Микроструктура образца 281-2 исследованной стали

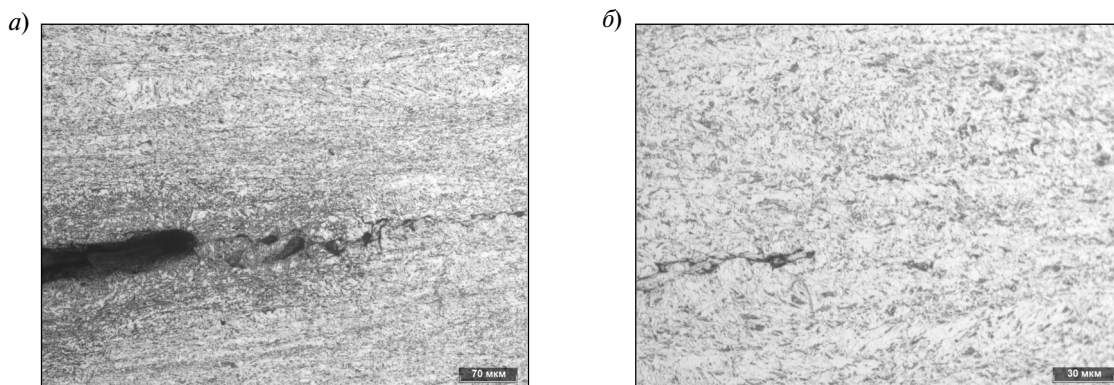


Рис. 5. Микроструктура образца 280-1 исследованной стали

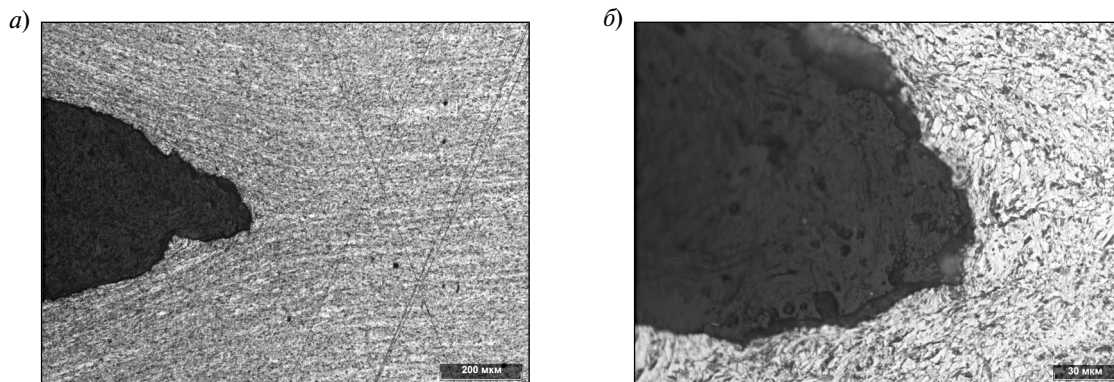


Рис. 6. Микроструктура образца 323-1 исследованной стали

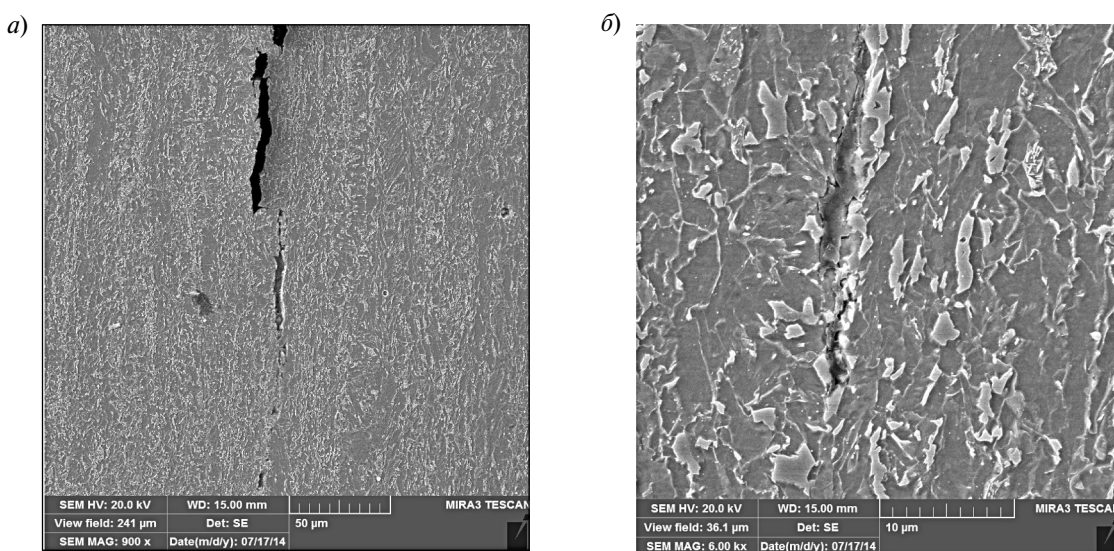


Рис. 7. Электронномикроскопическое изображение микроструктуры образца 281-2 исследованной стали

Дальнейшие исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе TESCAN Mira 3M с использованием энерго-дисперсионного и волнового детекторов. Изучали микроструктуру образцов стали при больших увеличениях и определяли химический состав включений.

Полученные данные (рис. 7, 8, табл. 2) полностью совпадают с результатами металлографического анализа. Структура образца 281-2 — ферритно-перлитно-бейнитная, расщепление представляет собой острую трещину, проходящую по вытянутым вдоль направления прокатки включениям (см. рис. 7).

Химический состав включений и основного металла в различных участках образца 281-2 (рис. 8) приведен в табл. 2.

Анализ химического состава включений в структуре образца 281-2 показал, что они представляют собой сложные химические соединения двух типов с большим количеством кислорода. В участках 1–5 образца стали, помимо кислорода, включения содержат повышенное количество кремния, марганца и серы. Встречается повышенное содержание Nb (участок 3). В участках 6 и 7, помимо Si, Mn и S, обнаружено повышенное содержание Na и Al. Химический состав и характер расположения позволяют идентифицировать обнаруженные включения как сульфид марганца. Подобные включения относительно пластичны и вытягиваются вдоль направления прокатки. Однако в том случае, когда они располагаются по ходу распространения трещины, включения могут снизить работу

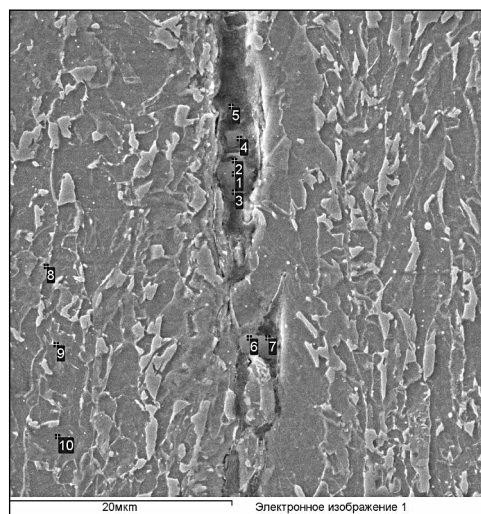


Рис. 8. Расположение участков определения химического состава в образце 281-2 исследованной стали

ее распространения и тем самым понизить вязкие свойства материала. По этой причине значение CTOD в данном образце стали относительно невысокое (0,65 мм), несмотря на то, что удовлетворяет предъявляемым стандартным требованиям.

Структура образца 280-1 ферритно-перлитно-бейнитная, в вершине расслоения наблюдается острая, ветвистая трещина, проходящая по неметаллическим включениям (рис. 9).

Результаты определения химического состава включений образца 280-1, выполненного на электронном сканирующем микроскопе, представлены в табл. 3, участки определения — на рис. 10.

Таблица 2

Химический состав в различных участках образца 281–2 исследованной стали

№ спектра	Участок анализа	Содержание химических элементов, % (масс,)							
		O	Na	Al	Si	S	Mn	Fe	Nb
1	включение	40,70	0,23	0,51	24,02	0,13	0,62	33,30	0,25
2	включение	33,21	0,21	0,50	22,87	0,12	0,88	41,74	0,00
3	включение	21,62	0,12	0,17	5,70	0,18	1,61	66,90	3,45
4	включение	8,49	0,00	0,10	1,84	0,18	1,78	86,88	0,00
5	включение	22,06	0,30	0,21	2,24	0,24	1,40	73,11	0,00
6	включение	22,77	2,03	3,91	10,72	0,10	1,24	57,12	0,00
7	включение	26,82	2,29	4,68	13,32	0,11	0,98	49,08	0,00
8	основ. металл	0,38	0,00	0,00	0,59	0,09	2,42	96,17	0,00
9	основ. металл	0,44	0,00	0,00	0,61	0,09	2,43	96,11	0,00
10	основ. металл	0,42	0,00	0,00	0,63	0,07	2,48	96,06	0,00

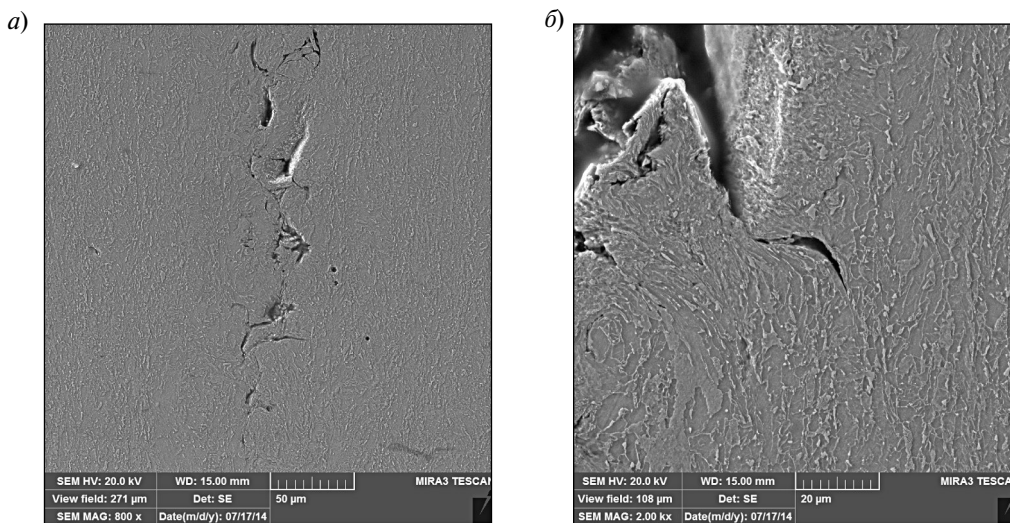


Рис. 9. Электронномикроскопическое изображение микроструктуры образца 280-1 исследованной стали

Участки №№ 1–6 образца относятся к включениям, а №№ 7–9 — к основному металлу.

В отличие от предыдущего образца, в данном случае в составе включений практически отсутствует повышенное содержание S, но наблюдается большое количество кислорода, кремния и кальция. По этой причине образовавшиеся неметаллические включения не являются сульфидами, как в предыдущем случае, а представляют собой оксиды кремния, образовавшиеся на стадии кристаллизации сляба. Представленные включения не вытягиваются вдоль направ-

ления прокатки, а располагаются в виде мелких включений, преимущественно по границам рекристаллизованных аустенитных зерен. Подобный характер расположения включений, довольно хрупких, обуславливает ветвистость трещины и существенное снижение вязких свойств материала, в частности CTOD.

Электронномикроскопические исследования микроструктуры образца 323-1 (рис. 11) полностью подтвердили данные металлографического анализа. Структура исследованного образца является ферритно-перлитно-бейнитной, с видимыми направлениями пластической деформации при прокатке (структурной полосчатостью). Вершина расслоения представляет собой тупую трещину с большим радиусом. Следует отметить, что неметаллических включений в структуре металла в месте расслоения не обнаружено.

Результаты определения химического состава в различных участках структуры образца 323-1 представлены в табл. 4, участки определения химического состава — на рис. 12.

Обнаруженные в образце 323-1 исследованной стали неметаллические включения в вершине расслоения представляют собой оксиды кремния и алюминия с повышенным содержанием серы, которые образовались на поверхности излома после проведения испытаний. Они не влияют на результаты испытаний и не связаны с качеством металла образца. Как уже

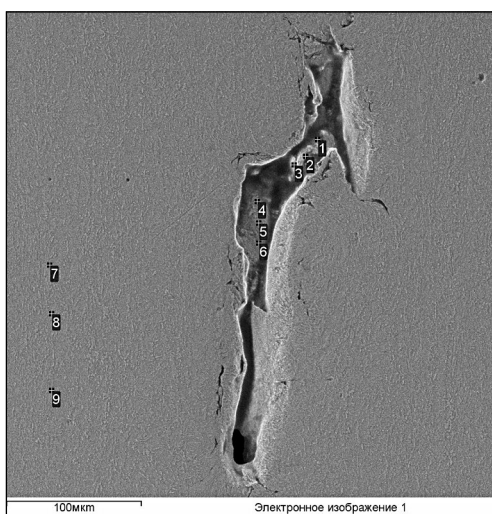


Рис. 10. Расположение участков определения химического состава в образце № 280-1 исследованной стали

Таблица 3

Химический состав различных участков в образце стали 280–1

Спектр	Место анализа	Содержание химических элементов, % (масс.)					
		O	Si	S	Ca	Mn	Fe
1	включение	24,75	17,50	0,00	14,01	1,26	42,40
2	включение	6,70	12,28	0,00	0,27	1,60	79,16
3	включение	13,43	13,67	0,09	0,27	1,55	70,97
4	включение	6,95	5,73	0,11	0,00	1,75	85,46
5	включение	8,59	3,96	0,08	0,00	1,67	85,67
6	включение	10,99	9,53	0,08	0,10	1,53	77,69
7	основ. металл	0,85	1,06	0,00	0,00	1,89	96,20
8	основ. металл	0,64	0,80	0,00	0,00	1,91	96,65
9	основ. металл	1,88	1,60	0,00	0,00	1,94	94,58

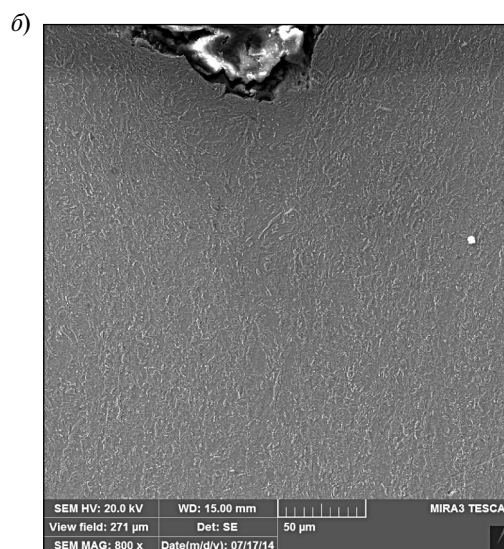
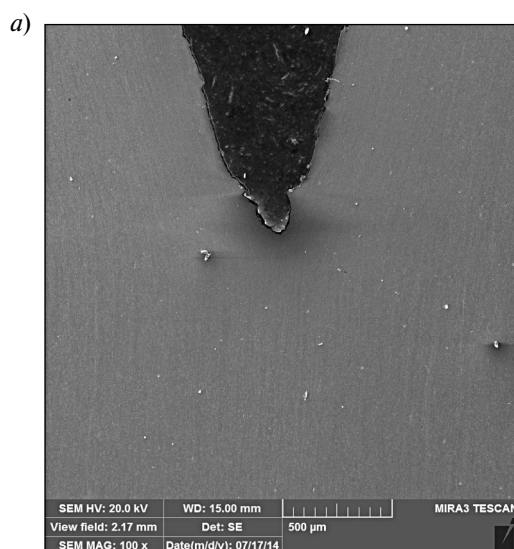


Рис. 11. Электронномикроскопическое изображение микроструктуры образца 323-1 исследованной стали

◀ Рис. 12. Расположение участков определения химического состава в образце 323-1 исследованной стали

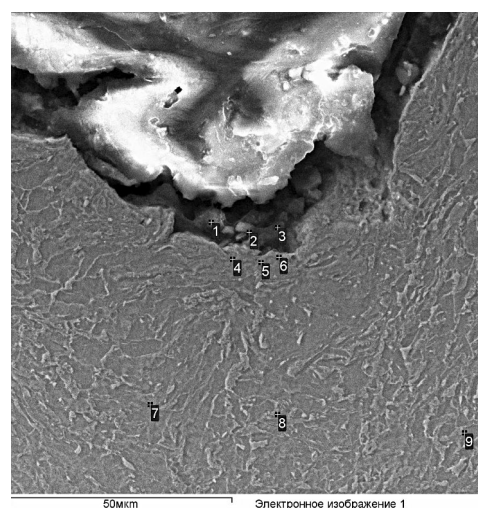


Таблица 4

Химический состав различных участков в образце стали 323–1

Спектр	Место анализа	Содержание химических элементов, % (масс.)						
		O	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe
1	включение	50,41	4,06	24,51	0,26	0,58	0,00	12,12
2	включение	36,27	5,71	28,21	0,00	0,35	0,31	19,36
3	включение	21,27	0,73	31,39	0,25	0,55	0,85	44,59
4	основ. металл	0,58	0,00	0,47	0,00	0,00	1,68	97,20
5	основ. металл	1,03	0,11	0,76	0,07	0,00	1,74	96,30
6	основ. металл	0,64	0,00	0,62	0,07	0,00	1,74	96,93
7	основ. металл	0,72	0,00	0,71	0,08	0,00	1,75	96,74
8	основ. металл	1,23	0,00	0,87	0,08	0,00	1,76	96,05
9	основ. металл	0,44	0,00	0,64	0,07	0,00	1,84	97,01

отмечалось, в структуре образца 323–1 неметаллических включений не обнаружено.

Таким образом, в результате проведенных исследований образцов трубной стали К60 после испытаний на СТOD установлено следующее:

решающее влияние на величину раскрытия трещины при испытаниях на СТOD оказывают наличие, химический состав и характер расположения в структуре неметаллических включений в центральной части образца;

присутствие в центральной части образца пластичных выделений типа сульфидов марган-

ца незначительно снижает вязкие свойства металла (образец 281–2, имеющий СТOD 0,65);

наличие в стали оксидов кремния, выделившихся в виде последовательно расположенных цепочек в центральной части образца, приводит к образованию хрупкой трещины и существенному снижению вязкости материала (образец 280–1, у которого СТOD 0,18);

при отсутствии в центральной части образцов неметаллических включений материал при испытаниях имеет наиболее высокие значения вязких свойств (образец 323–1, имеющий СТOD 2,30).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Лукьянов А.А. Исследование причин формирования вязкого и хрупкого излома при испытаниях трубных сталей падающим грузом // В сб.: Труды международной научно-технической конференции «Современные металлургические материалы и технологии» (СММТ 2009), 24–26 июня 2009 г. С. 507.
2. Рудской А.И., Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Лукьянов А.А. Компьютерное моделирование испытаний на ударную вязкость: температурная зависимость ударной вязкости // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2010. № 4 (110). С. 271–278.
3. Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Лукьянов А.А. Математическое моделирование испытаний сталей падающим грузом и доли вязкой составляющей в изломе // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2010. № 4 (110). С. 335–341.
4. Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Лукьянов А.А., Шамшурин А.И. Моделирование испытаний падающим грузом: поиск слабого звена // Сталь. 2011. № 10. С. 53–61.
5. Цветков Д.С., Корчагин А.М., Попова С.Д., Тихонов С.М., Зотов О.Г., Леонов В.П. Влияние структурных несовершенств непрерывнолитой заготовки на свойства высокопрочного трубного штрипса // Черная металлургия. 2012. № 1346. С. 54–62.
6. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб: Наука, 2006. 363 с.
7. Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu., Olenin M.I. Raising the Resistance of Pearlitic and Martensitic Steels to Brittle Fracture Under Thermal Action on the Morphology of the Carbide Phase // Metal Science and Heat Treatment. 2014. Vol. 55. № 9–10. P. 533–539.
8. Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22–29.
9. Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И. Повышение сопротивляемости разрушению сталей

перлитного класса за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 42–48.

10. Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Шамшури А.И., Лукьянов А.А. Исследование бейнита речной морфологии в высокопрочной трубной стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 6. С. 3–9.

REFERENCES

1. Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Lukyanov A.A. Issledovaniye prichin formirovaniya vyazkogo i khrupkogo izloma pri ispytaniyakh trubnykh staley padayushchim gruzom. V sb.: *Trudy mezhdunarodnoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii «Sovremennyye metallicheskiye materialy i tekhnologii»* (SMMT 2009), 24–26 iyunya 2009 g. S. 507. (rus.)
2. Rudskoi A.I., Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Lukyanov A.A. Kompyuternoye modelirovaniye ispytaniy na udarnuyu vyazkost: temperaturnaya zavisimost udarnoy vyazkosti. *Nauchno-tekhnicheskoye vedomosti SPbGPU*. 2010. № 4 (110). S. 271–278. (rus.)
3. Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Lukyanov A.A. Matematicheskoye modelirovaniye ispytaniy staley padayushchim gruzom i doli vyazkoy sostavlyayushchey v izlome. *Nauchno-tekhnicheskoye vedomosti SPbGPU*. 2010. № 4 (110). S. 335–341. (rus.)
4. Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Lukyanov A.A., Shamshurin A.I. Modelirovaniye ispytaniy padayushchim gruzom: poisk slabogo zvena. *Stal*. 2011. № 10. S. 53–61. (rus.)
5. Tsvetkov D.S., Korchagin A.M., Popova S.D., Tikhonov S.M., Zotov O.G., Leonov V.P. Vliyaniye strukturnykh nesovershenstv nepreryvnolitoй zagotovki na svoystva vysokoprochnogo trubnogo shtripsa. *Chernaya metallurgiya*. 2012. № 1346. S. 54–62. (rus.)
6. Kolbasnikov N.G., Kondratiev S.Yu. Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov. SPb: Nauka, 2006. 363 s. (rus.)
7. Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu., Olenin M.I. Raising the Resistance of Pearlitic and Martensitic Steels to Brittle Fracture Under Thermal Action on the Morphology of the Carbide Phase. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014. Vol. 55. № 9–10. P. 533–539.
8. Gorynin V.I., Kondratiev S.Yu., Olenin M.I. Povysheniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 22–29. (rus.)
9. Gorynin V.I., Kondratiev S.Yu., Olenin M.I. Povysheniye soprotivlyayemosti razrusheniyu staley perlitnogo klassa za schet mikro- i nanostrukturnoy transformatsii karbidnoy fazy pri dopolnitelnom otpuske. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2013. № 2. S. 42–48. (rus.)
10. Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Shamshurin A.I., Lukyanov A.A. Issledovaniye beynita reyechnoy morfologii v vysokoprochnoy trubnoy stali. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 6. S. 3–9. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ЗОТОВ Олег Геннадьевич — кандидат технических наук доцент Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: zog-58@mail.ru

СУЛЯГИН Роман Валерьевич — кандидат технических наук начальник ЦЗЛ ЗАО «Ижорский трубный завод». 196651, г. Колпино, проспект Ленина, 1. E-mail: Roman_sulyagin@mail.ru

КОНОНОВ Александр Александрович — аспирант Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: a.a.kononov@russia.ru

ШАМШУРИН Алексей Игоревич — младший научный сотрудник, Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: sham_a@mail.ru

AUTHORS

ZOTOV Oleg G. — St. Petersburg State Polytechnical University. 29, Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: zog-58@mail.ru

SULYAGIN Roman V. — Izhorskii Pipe Plant Company. 1, st. Lenina, Kolpino, Russia, 196651. E-mail: Roman_sulyagin@mail.ru

KONONOV Aleksandr A. — St. Petersburg State Polytechnical University. 29, Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: a.a.kononov@russia.ru

SHAMSHURIN Aleksei I. — St. Petersburg State Polytechnical University. 29, Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: sham_a@mail.ru