

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН СНИЖЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СОЕДИНИТЕЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ СТАЛИ 10Г2ФБЮ

Н.Т. Карева, Н.А. Заварцев, Д.Т. Чунгаков

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия

Механические испытания изделий – один из важнейших этапов производства потому, что они позволяют наиболее объективно определить соответствуют ли изделия, изготовленные по определенному технологическому процессу, необходимым требованиям. Ударная вязкость является наиболее важным параметром при оценке механических характеристик изделий из трубной стали, особенно важны значения ударной вязкости при отрицательных температурах. Хрупкое разрушение очень опасно, так как протекает с высокой скоростью и при нагрузке намного меньшей, чем при вязком разрушении.

Данная характеристика зависит от многих факторов, среди которых: количество, размер и характер распределения неметаллических включений, размер зерна, наличие упрочняющих частиц, равномерность их распределения и многое другое. Ударная вязкость строго контролируется при испытаниях соединительных деталей трубопроводов, эксплуатирующихся при повышенных давлениях и отрицательных температурах; их переход к хрупкому разрушению может спровоцировать нарушение работы всего трубопровода.

Задача определения причин локального снижения ударной вязкости остается актуальной из-за множества воздействующих на нее отдельных факторов или даже комплекса факторов. В связи с тем, что вероятность попадания дефекта, способствующего хрупкому разрушению из-за относительно малой площади сечения ударных образцов, оказывается невысокой, необходимо испытывать несколько образцов из одной области изделия для усреднения результатов.

Целью данной работы явилось определение причин пониженной вязкости при испытании соединительных деталей трубопроводов, изготовленных из стали 10Г2ФБЮ, путем сравнения изломов и структур образцов с пониженным и требуемым уровнями ударной вязкости.

Ключевые слова: ударная вязкость, соединительные детали трубопровода, трубная сталь, транскристаллитный излом, интеркристаллитное разрушение, фасетка скола, ямочный излом, сталь 10Г2ФБЮ.

Введение

При производстве любых современных изделий из стали среди обязательных механических испытаний всегда есть испытания на ударную вязкость, особенно для ответственных деталей. Результаты данных испытаний в комплексе позволяют оценить конструктивную прочность материала, зависящую от многих факторов, начиная от выплавки и заканчивая окончательной термообработкой готового изделия. В большинстве случаев такие испытания проводятся при отрицательных температурах, и потому они позволяют подтвердить, что температура испытаний выше порога хладноломкости. Определение причин снижения ударной вязкости конкретного материала остается актуальной задачей, так как

часто трудно определить, какой из факторов является причиной его разрушения при меньших нагрузках.

В данной работе выполнено исследование изломов и микрошлифов образцов после испытания на ударную вязкость при отрицательной температуре ($-20\text{ }^{\circ}\text{C}$), один из которых имеет этот показатель намного ниже (\sim в 7,5 раз), с целью выявления причин его снижения. При этом образцы вырезались из одной области одной и той же детали (штампосварного тройника размерами 720×530 мм и толщинами стенок: магистраль – 20 мм, кольцо – 16 мм).

Материал и методика исследования

Сталь 10Г2ФБЮ, из которой изготавливался тройник, относится к группе низкоугле-

Химический состав стали 10Г2ФБЮ согласно сертификату

Химический элемент	C	Mn	Al	V	Ti	Nb	S	P	N
Содержание, масс. %	0,082	1,51	0,035	0,047	0,022	0,040	0,002	0,0082	0,0057

родистых низколегированных трубных сталей класса прочности К60, благодаря дополнительному микролегированию ванадием, ниобием, алюминием и использованию при изготовлении листа контролируемой прокатки [1, 2]. Химический состав стали приведен в табл. 1.

Полный цикл производства штампосварных тройников из листа стали 10Г2ФБЮ включает следующие операции: вальцовку, сварку, промежуточную термообработку, штамповку, окончательную термообработку [3].

Режим окончательной термообработки:

Закалка:

– температура нагрева 920–940 °С;

– время выдержки 15–20 мин;

– охлаждение в воде (температура воды 60–65 °С) в течение 300 с.

Высокий отпуск:

– температура нагрева 500–530 °С;

– время нагрева не менее 60 мин;

– время выдержки 60–65 мин;

– охлаждение на спокойном воздухе.

Высокий отпуск (после приварки кольца):

– температура нагрева 450–480 °С;

– время нагрева не менее 60 мин;

– время выдержки 30–35 мин;

– охлаждение на поде печи на спокойном воздухе.

Испытания на ударный изгиб было проведено при отрицательной температуре (–20 °С) на стандартных образцах с V-образным надрезом [4], вырезанных из магистральной части тройника. С помощью электронного сканирующего микроскопа исследовались изломы разрушенных образцов, микрошлифы непосредственно после полирования, а также дополнительно протравленные в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте или в насыщенном водном растворе

пикриновой кислоты с добавлением ингибитора [5]. Последний использовался с целью выявления границ исходного аустенитного зерна.

Микрошлифы изготавливались с помощью оборудования Buehler Auto Met 250. Исследование изломов и микрошлифов проводилось с помощью электронного сканирующего микроскопа JEOL JSM-7001F, снабженного специальной приставкой энергодисперсионного анализа Oxford INCA X-max 80 для проведения микрорентгеноспектрального анализа, а также на инвертированном металлографическом микроскопе Axio Observer D1m.

Обсуждение результатов

Для исследования были выбраны образцы с высоким и низким показателями KCV₋₂₀: № 1 и № 2 соответственно (табл. 2).

При визуальном осмотре поверхностей изломов отобранных образцов наблюдались довольно равномерно распределенные мелкие блестящие, характерные, как известно, больше для хрупкого разрушения [6]. В первом случае (образец № 1, табл. 2) сформировалась утяжка, что свидетельствует о некотором развитии в нем пластической деформации в процессе испытания (рис. 1) [7]. Вместе с тем следует отметить отсутствие несплошностей материала (раковин, шлаковых включений и др.) в изломах изучаемых образцов, что отрицательно повлияло бы на результаты их испытания [8, 9].

Поверхность разрушения образца № 1, согласно данным электронно-микроскопического анализа, в основном представлена фасетками скола хрупкого транскристаллитного излома (рис. 2) [10, 11]. В некоторых местах видны микротрещины (рис. 2а) [12].

Таблица 2

Результаты испытаний на ударную вязкость

№ образца	KCV ₋₂₀ , Дж/мм ²
1	136
2	18

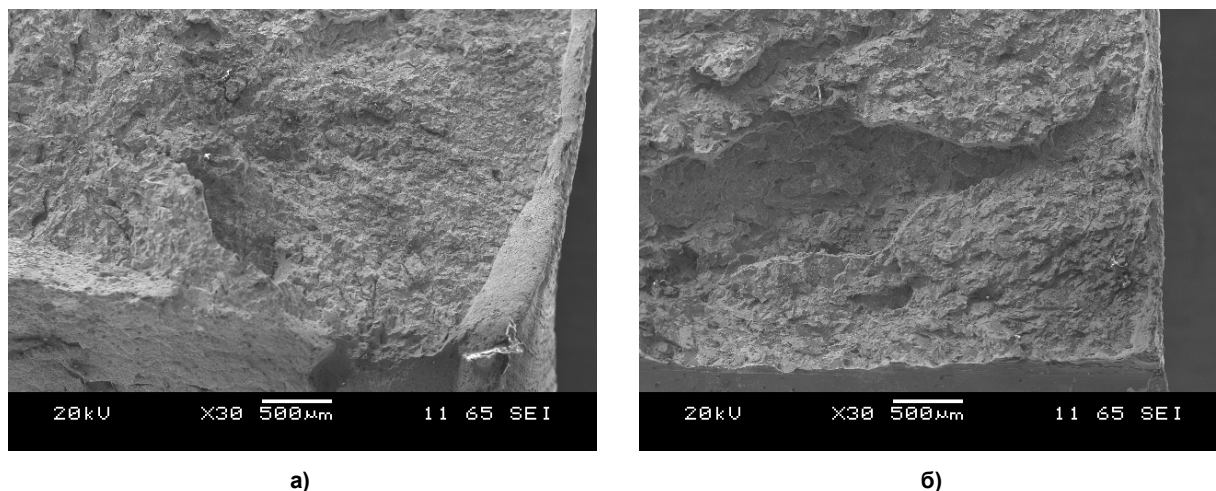


Рис. 1. Изломы с удовлетворительными (а – образец № 1) и неудовлетворительными (б – образец № 2) результатами ударных испытаний. $\times 30$

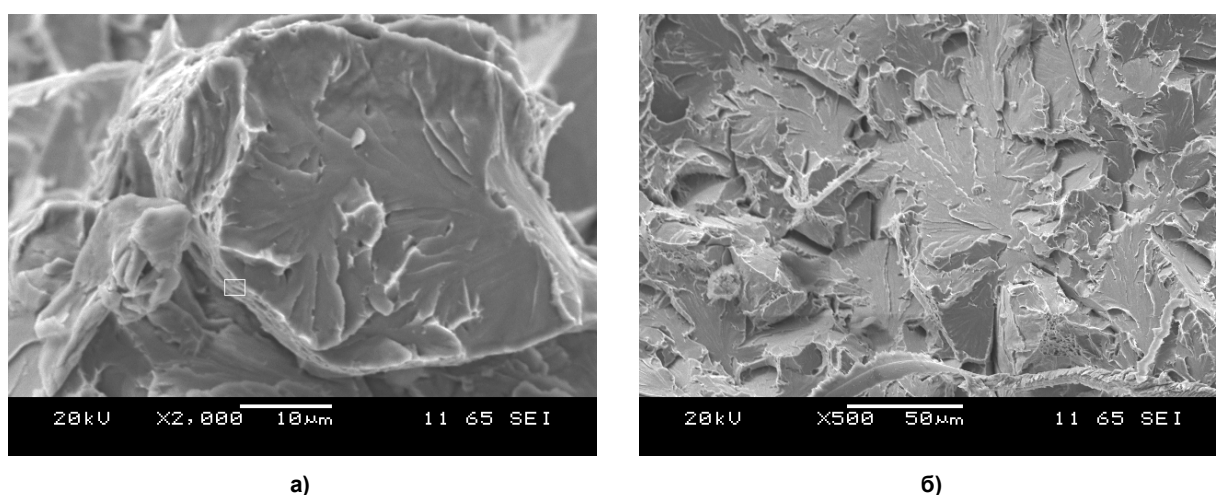


Рис. 2. Участок транскристаллитного излома хрупкого разрушения, образованного фасетками скола в изломе образца № 1: а – $\times 2000$, б – $\times 500$

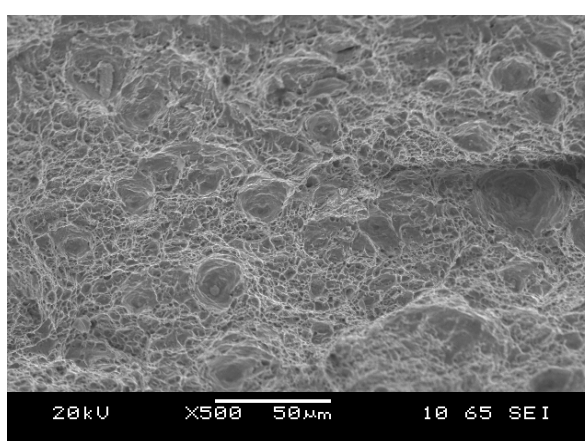


Рис. 3. Участок вязкого ямочного разрушения в образце № 1. $\times 500$

Участки вязкого разрушения представлены ямками, размеры которых неодинаковы: на фоне крупных (они занимают $\sim 20\%$ поверхности) наблюдаются и мелкие (рис. 3).

В глубине ямок располагаются частицы неметаллических включений размерами 3–4 мкм (рис. 4–6).

На рис. 4 приведены примеры таких обра-

Металловедение и термическая обработка

зований, а в табл. 3 – их химический состав, полученный с помощью микрорентгенспектрального анализа. Эти частицы различаются по цвету, размерам и форме и представляют собой сложные оксисульфиды (рис. 4а), алюминаты кальция в сульфидной оболочке разного состава (рис. 4б, в) [8, 13, 14]. Очевидно, они являются продуктами, образовавшимися в процессе плавки и раскисления стали.

В более хрупком образце № 2, естественно, площади поверхности разрушения, занятые хрупкими фасетками скола, больше по сравнению с предыдущим образцом № 1 (рис. 5) [15]. Ямочное вязкое разрушение здесь представ-

лено небольшими прослойками между хрупкими фасетками скола (рис. 6) [9, 10]. В ямках встречаются очень мелкие карбонитриды титана размерами 690 нм (см. рис. 6).

Более детальное изучение характера неметаллических включений было выполнено на полированных нетравленных плоскостях, противоположных поверхности разрушения рассмотренных выше ударных образцов. В образце № 1 встречаются карбонитриды титана и ниобия серого цвета прямоугольной формы размерами 4–6 мкм (рис. 7а) в виде цепочек (рис. 7б). Кроме того, здесь можно наблюдать в небольших количествах черные округлые

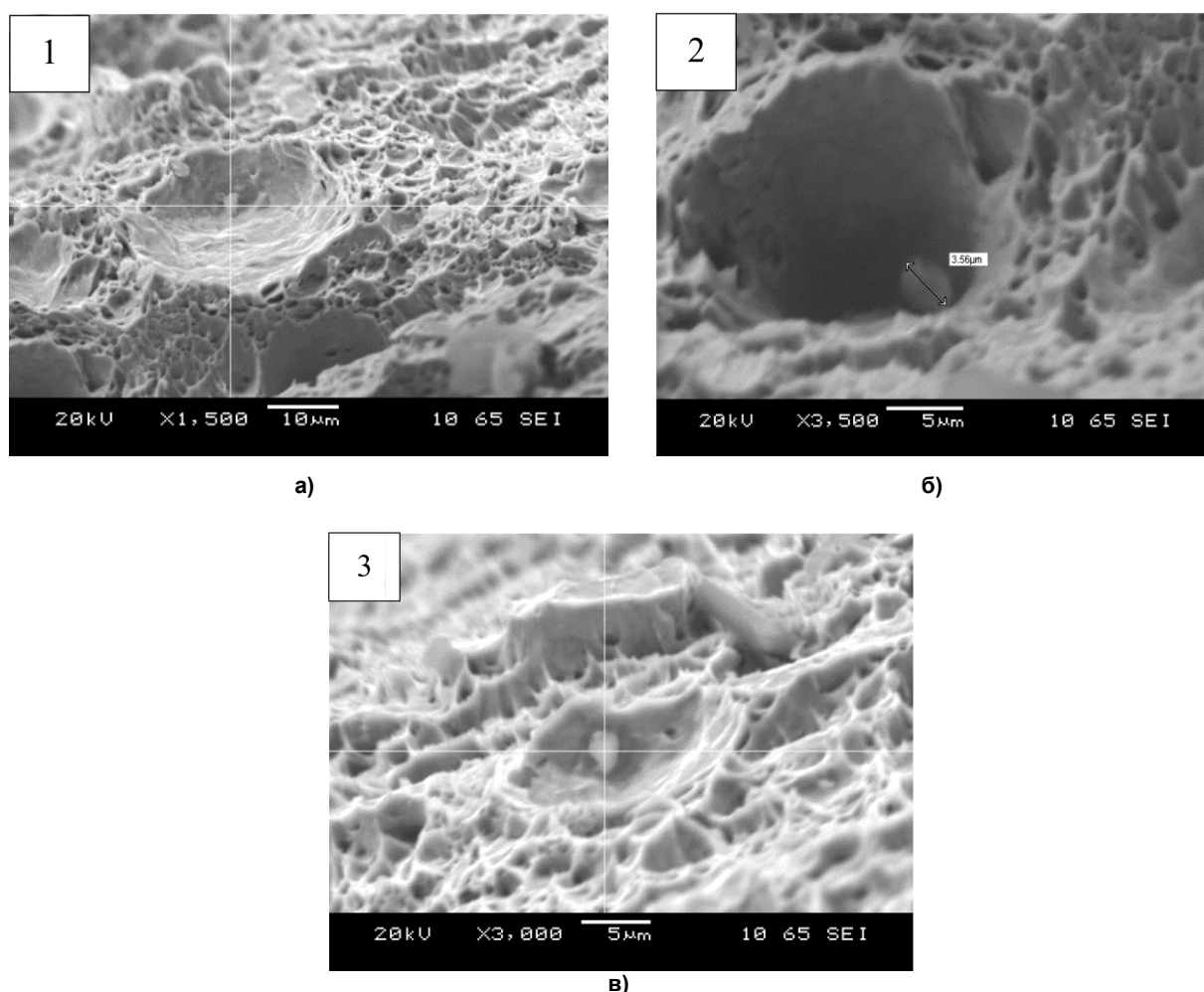


Рис. 4. Частицы неметаллических включений в изломе образца № 1: оксисульфиды (1), алюминаты кальция в сульфидной оболочке (2, 3)

Таблица 3
Химический состав включений в ямках поверхности разрушения образца № 1, масс. %

№ на рис. 4	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Mn	Fe
1	19,25	38,89	11,68	–	1,28	1,49	0,94	–	26,47
2	16,41	2,0	22,88	–	2,49	12,02	0,61	0,44	43,14
3	–	8,33	4,82	–	20,74	24,86	–	0,88	40,37

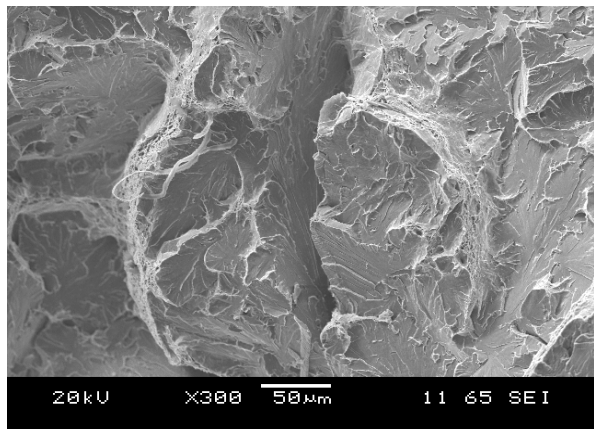


Рис. 5. Фасетка хрупкого скола с трещиной
в образце № 2. x300

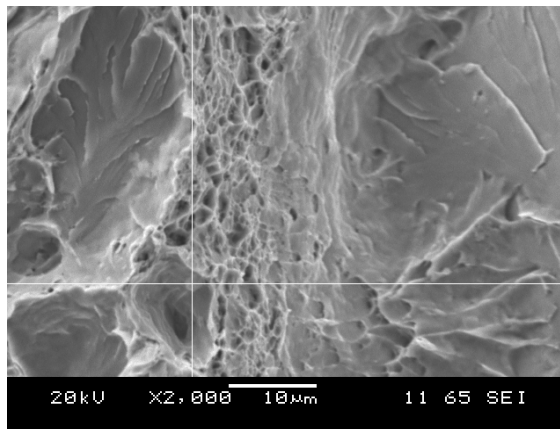
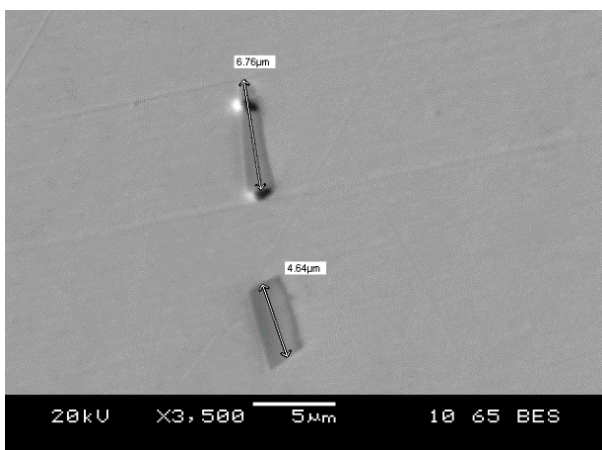
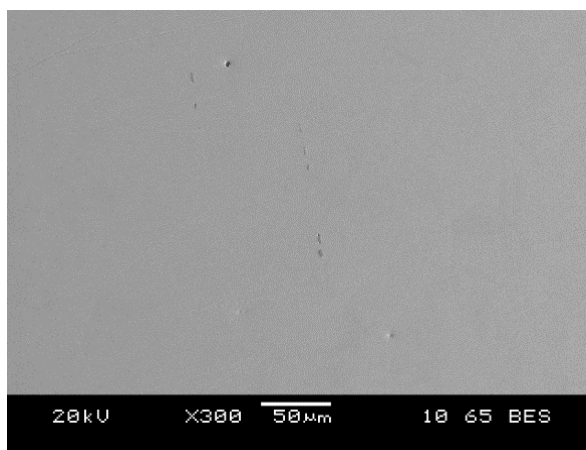


Рис. 6. Прослойки вязкого ямочного разрушения
между фасетками скола в образце № 2. Светлым
перекрестием указано округлое включение. x2000

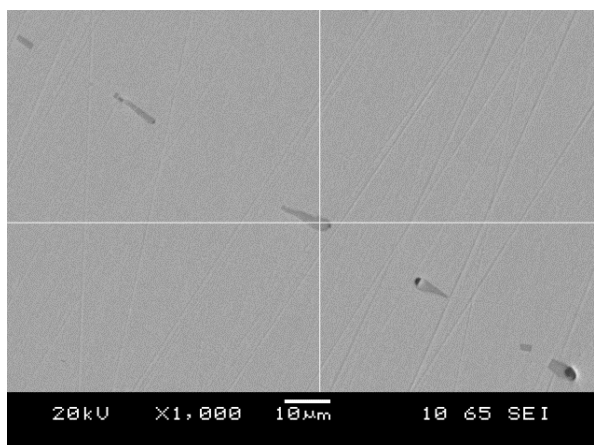


а)

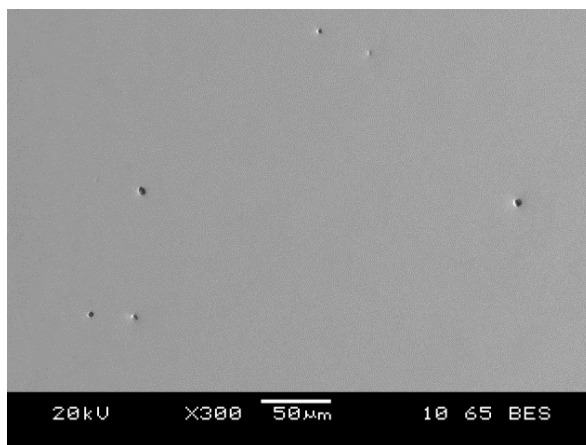


б)

Рис. 7. Карбонитриды титана и ниобия в образце № 1: форма и размеры (а),
характер распределения (б)



а)



б)

Рис. 8. Цепочки серых карбонитридов (а), круглых темных неметаллических включений (б)
в образце № 2

Металловедение и термическая обработка

оксиды, сульфиды, а также более сложные по составу оксисульфиды.

В хрупком образце цепочки карбидов титана и ниобия тоже встречаются (рис. 8) [14].

Но гораздо чаще в хрупком образце № 2 можно наблюдать округлые темные включения (рис. 8б); причем они, согласно микро-рентгеноспектральному анализу, имеют сложный химический состав: темный центр – сульфиды на основе на основе Ti, Ca, Mg (рис. 9а), а светлая оболочка – карбиды титана, ниобия, молибдена (рис. 9б) [14].

В хрупком образце зафиксированы также

неметаллические включения с цирконием, которые могли попасть в жидкую сталь из футеровки агрегата (рис. 10). Светлый участок на рис. 10, указанный белым перекрестием, содержит этот элемент.

Микроструктура травленных шлифов, изученных образцов № 1 и № 2 близка: небольшие участки массивного феррита на фоне отпущенного бейнита; размер бывшего аустенитного зерна ~ 8–9 баллов; на его границах наблюдаются выделения карбонитридов как и на нетравленных шлифах (рис. 11). Изученные образцы имеют близкие значения твердости $HV_{2000} = 219–220$ МПа.

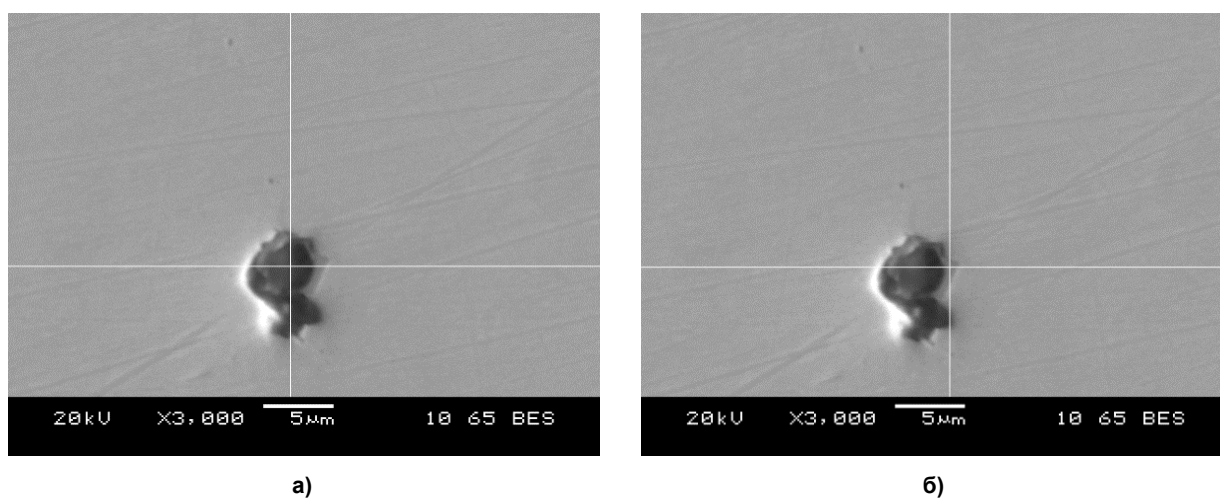


Рис. 9. Строение округлой неметаллической частицы (с рис. 8): а – темный центр – сложный сульфид, б – светлая оболочка – карбид. $\times 3000$

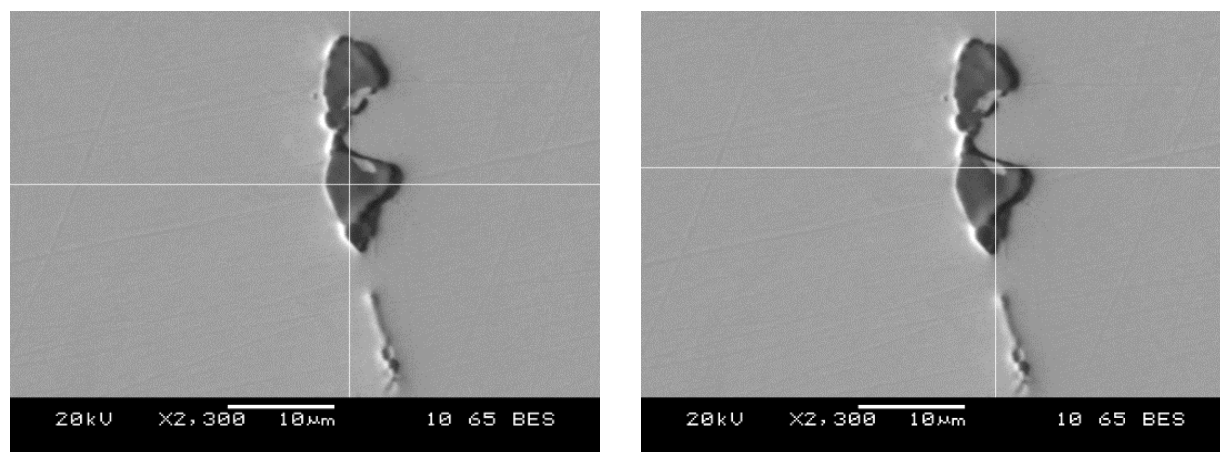


Рис. 10. Образец № 2. Белым перекрестием указаны места определения химического состава отдельных частей включения

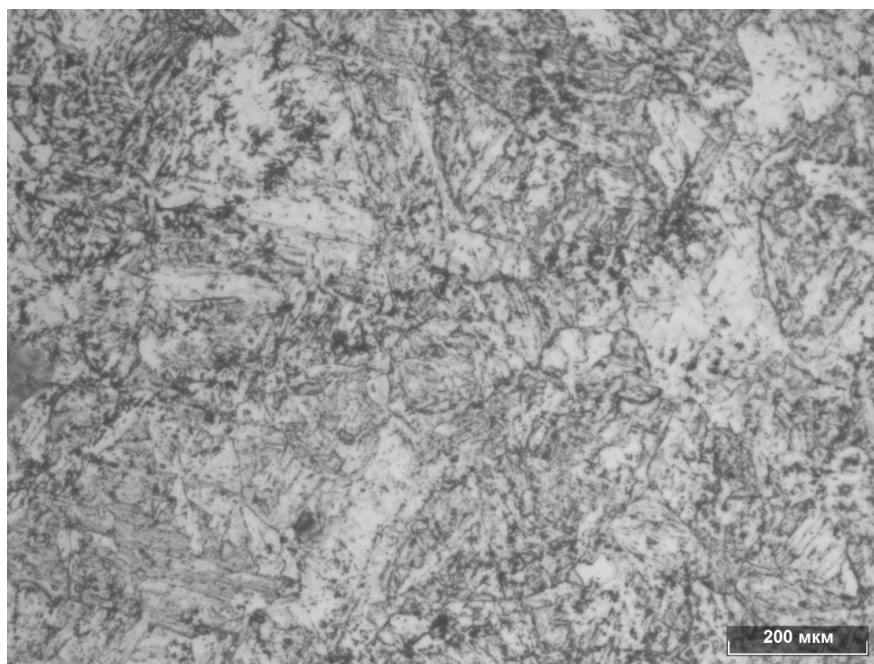


Рис. 11. Микроструктура травленного шлифа, образец № 1. $\times 500$

Заключение

Основными причинами снижения ударной вязкости в данном случае является увеличение количества неметаллических включений. Разрушение во всех образцах идет по телу зерна с преобладанием хрупкой составляющей. Наблюдающееся различие в резуль-

татах механических испытаний связано с локальным увеличением количества неметаллических включений металлургического происхождения в стали 10Г2ФБЮ. Для определения полной картины необходимо дополнительное исследование на большем количестве образцов.

Литература

1. ГОСТ 19281–2014. Прокат повышенной прочности. – Введ. 2015-01-01. – М.: Стандартинформ, 2016. – 50 с.
2. Малинов, Л.С. Способы повышения свойств стали 10Г2ФБ, обеспечивающие её применение по новому назначению и энергосбережение / Л.С. Малинов, Д.В. Бутова, И.Е. Малышева // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2017. – № 2. – С. 71–75.
3. Гольдштейн, М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – 2-е изд., пераб. и доп. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
4. ГОСТ 9454–78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – Введ. 1979-01-01. – М.: Изд-во стандартов, 1994. – 12 с.
5. Беккерт, М. Способы металлографического травления: справочник / М. Беккерт, Х. Клемм; пер. с нем. Н.И. Нуркиной. – М.: Металлургия, 1988. – 398 с.
6. Хильчевский, В.В. Надежность трубопроводной пневмогидроарматуры / В.В. Хильчевский, А.Е. Сетников, В.А. Ананьевский. – М.: Машиностроение, 1989. – 208 с.
7. Зайнуллин, Р.С. Сертификация нефтегазохимического оборудования по параметрам испытаний / Р.С. Зайнуллин, Р.Г. Шарафиев; под ред. Е.М. Морозова. – М.: Недра, 1998. – 446 с.
8. Герасимова, Л.П. Изломы конструкционных сталей: справ. / Л.П. Герасимова, А.А. Ежов, М.И. Маресев. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.
9. Зорин, Е.Е. Работоспособность трубопроводов. В 3 ч. Ч. 1: Расчетная и эксплуатационная надежность / Е.Е. Зорин, Г.А. Ланчаков, А.И. Степаненко, А.В. Шибнев. – М.: Недра, 2000. – 244 с.
10. Горицкий, В.М. Диагностика металлов / В.М. Горицкий. – М.: Металлургиздат, 2004. – 408 с.

11. Гуляев, А.П. *Металловедение: учеб. для вузов / А.П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.*

12. Энгель, Л. *Растровая электронная микроскопия. Разрушение: справочник. / Л. Энгель, Г. Клингеле. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.*

13. ГОСТ 1778–70. *Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений. – Введ. 1972-01-01. – М.: Стандартиформ, 2011. – 31 с.*

14. Салихов, Т.Ш. *Факторы неоднородности качества листовых сталей и методы их оценки: дис. ... канд. техн. наук: 15.16.01: защищена 18.06.19: утв. 212.132.08 / Кудря Александр Викторович. – М., 2009. – 121 с.*

15. Горюцкий В.М. *Усталость и вязкость разрушения металлов / В.М. Горюцкий, В.Ф. Терентьев, Л.Г. Орлов. – М.: Наука, 1974. – С. 148–161.*

Карева Надежда Титовна, канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; karevant@susu.ru; ORCID: 0000-0002-6169-9463.

Заварцев Никита Андреевич, студент кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; shaxx96@mail.ru; ORCID: 0000-0003-0845-9820.

Чунгаков Джоми Тавакалович, студент кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; Chdz69@mail.ru; ORCID: 0000-0001-5691-2939.

Поступила в редакцию 5 декабря 2019 г.

DOI: 10.14529/met200304

INVESTIGATION OF REASONS FOR A DECREASE IN THE IMPACT STRENGTH OF PIPELINE COMPONENTS MADE OF STEEL 10G2FBY

N.T. Kareva, karevant@susu.ru,

N.A. Zavartsev, shaxx96@mail.ru,

D.T. Chungakov, Chdz69@mail.ru

South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation

Testing of mechanical properties of products is one of the most important production stages because they, most objectively, allow determining whether products manufactured by a certain technological process meet the necessary requirements. Impact strength is the most important parameter in assessing the mechanical characteristics of tubular steel products, impact values at low temperatures are especially important. Brittle fracture is very dangerous, since it proceeds at a high speed and with a load much less than with viscous fracture.

This characteristic depends on many factors, including: the number, size and nature of the distribution of non-metallic inclusions, grain size, the presence of reinforcing particles, the uniformity of their distribution, and much more. Impact strength is strictly controlled during testing of pipeline components operating at elevated pressures and freezing temperatures; transition to brittle fracture can provoke disruption of the entire pipeline.

The task of determining the causes of a local decrease in impact strength remains relevant due to the many individual factors acting on it, or even a complex of factors. Due to the fact that the probability of a defect contributing to brittle fracture, because of the relatively small cross-sectional area of impact samples, is not high, it is necessary to test several samples from the same area of the product to average the results.

The aim of this work was to determine the causes of reduced viscosity when testing pipeline

components made of 10G2FBY steel by comparing fractures and sample structures with reduced and required impact strengths.

Keywords: impact strength, pipeline components, pipe steel, transcrystalline fracture, intercrystalline rupture, cleavage facet, dimple rupture.

References

1. *GOST 19281–2014. Prokat povyshennoy prochnosti* [State Standard 19281–2014. High strength rolled metal]. Moscow, Standartinform Publ., 2016. 50 p.
2. Malinov L.S. [Ways to improve the properties of 10G2FB steel, ensuring its use for a new purpose and energy saving]. *Novi materialy i tekhnologii v metalurhiyi ta mashynobuduvanni*, 2017, no. 2, pp. 71–75. (in Russ.)
3. Gol'dshcheyn M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steels]. Moscow, MISiS Publ., 1999. 408 p.
4. *GOST 9454–78. Metally. Metod ispytaniya na udarnyy izgib pri ponizhennykh, komnatnoy i povyshennykh temperaturakh* [State Standard 9454–78. Metals. Impact bending test method at low, room and elevated temperatures]. Izdatel'stvo standartov Publ., 1994. 12 p.
5. Beckert M., Klemm H. *Handbuch der metallographischen Atzverfahren*, 1988. 400 p. (Russ. ed.: Beckert M., Klemm H. *Sposoby metallograficheskogo travleniya* [Methods of metallographic etching]; Spravochnoe izdanie. 2nd ed., revised and updated. translation from German. Moscow, Metallurgiya Publ., 1988. 400 p.
6. Khil'chevskiy V.V. *Nadezhnost' truboprovodnoy pnevmogidroarmatury* [Reliability of pipeline pneumohydro valves]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989. 208 p.
7. Zaynullin R.S. *Sertifikatsiya neftegazokhimicheskogo oborudovaniya po parametram ispytaniy* [Certification of petrochemical equipment according to test parameters]. Morozova E.M. (Ed.). Moscow, Nedra Publ., 1998. 446 p.
8. Gerasimova L.P. *Izlozheniya konstruktsionnykh staley: spravochnik* [Structural Steel Breaks: A Guide]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 272 p.
9. Zorin E.E., Lanchakov G.A., Stepanenko A.I., Shibnev A.V. *Rabotosposobnost' truboprovodov. V 3 ch. Ch. 1: Raschetnaya i ekspluatatsionnaya nadezhnost'* [Pipeline operability. Design and operational reliability]. Moscow, Nedra Publ., 2000. 244 p.
10. Goritskiy V.M. *Diagnostika metallov* [Diagnostics of metals]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2004. 408 p.
11. Gulyaev A. P. *Metallovedenie: uchebnik dlya vuzov* [Metallurgy. Textbook for high schools]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 544 p.
12. Engel' L. *Rastrovaya elektronnyaya mikroskopiya. Razrusheniye: spravochnik* [Scanning electron microscopy. Destruction: A Guide]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 232 p.
13. *GOST 1778–70. Stal'. Metallograficheskie metody opredeleniya nemetallicheskie vklyucheniya* [State Standard 1778–70. Steel. Metallographic methods for the determination of nonmetallic inclusions]. Moscow, Standartinform Publ., 2011. 25 p.
14. Salikhov T.Sh. *Fakторы неоднородности качества листовых сталей и методы их оценки. Dokt. diss.* [Factors of heterogeneity in the quality of sheet steels and methods for their assessment. Dokt. Diss.]. Moscow, 2009. 121 p.
15. Goritskiy V.M. *Uсталост' i vyazkost' razrusheniya metallov* [Fatigue and fracture toughness of metals]. Moscow, Nauka Publ., 1974, pp. 148–161.

Received 5 December 2019

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Карева, Н.Т. Исследование причин снижения ударной вязкости соединительных деталей трубопроводов из стали 10Г2ФБЮ / Н.Т. Карева, Н.А. Заварцев, Д.Т. Чунгаков // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2020. – Т. 20, № 3. – С. 33–41. DOI: 10.14529/met200304

FOR CITATION

Kareva N.T., Zavartsev N.A., Chungakov D.T. Investigation of reasons for a decrease in the impact strength of pipeline components made of steel 10G2FBY. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2020, vol. 20, no. 3, pp. 33–41. (in Russ.) DOI: 10.14529/met200304