

Худяков А.О., Коробов Ю.С., Данилкин П.А. Изучение свариваемости трубной стали группы прочности X65QS в сероводородостойком исполнении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 5–14. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.2.01

Khudyakov A.O., Korobov Yu.S., Danilkin P.A. Research of weldability of pipe steel X65QS ordered for sour service. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 5–14. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.2.01

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 21, № 2, 2019
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2019.2.01
УДК 621.791.011; 539.512; 621.774

А.О. Худяков¹, Ю.С. Коробов^{1, 4}, П.А. Данилкин^{2, 3}

¹ Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ), Екатеринбург, Россия

² Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, Челябинск, Россия

³ Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

⁴ Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия

**ИЗУЧЕНИЕ СВАРИВАЕМОСТИ ТРУБНОЙ СТАЛИ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ X65QS
В СЕРОВОДОРОДОСТОЙКОМ ИСПОЛНЕНИИ**

Увеличение количества осваиваемых месторождений с повышенным содержанием сероводорода обуславливает значительный рост потребности в трубах большого диаметра, стойких к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением. При этом в околошовной зоне сварных соединений труб стойкость к этому виду разрушения ниже в сравнении с основным металлом.

Выполнены исследования влияния термических циклов сварки на микроструктуру и показатели ударной вязкости и стойкости к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением стали группы прочности X65QS, используемой для производства нефтегазовых труб большого диаметра. Изучение воздействия термического цикла сварки на структурно-фазовый состав, механические и коррозионные свойства было выполнено на основе стандартизированной методики имитации сварочного процесса путем контролируемого индукционного нагрева и последующего охлаждения. Для анализа результатов был проведен металлографический анализ и комплекс испытаний механических свойств и коррозионной стойкости

В результате выполненных исследований установлен интервал значений скорости охлаждения в околошовной зоне сварных соединений, обеспечивающий лучшие показатели ударной вязкости и стойкости против сульфидного коррозионного разрушения под напряжением применительно к стали группы прочности X65QS. Предложены направления обеспечения необходимой скорости охлаждения применительно к автоматической многодуговой сварке под слоем флюса в заводских условиях и к ручной дуговой сварке в условиях монтажа.

Ключевые слова: трубы большого диаметра, сварное соединение, зона термического влияния, скорость охлаждения, микроструктура, бейнит, сульфидное коррозионное растрескивание под напряжением.

A.O. Khudyakov¹, Yu.S. Korobov^{1, 4}, P.A. Danilkin^{2, 3}

¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (UrFU), Ekaterinburg, Russian Federation

² Russian Research Institute of the Tube & Pipe Industries, Chelyabinsk, Russian Federation

³ South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russian Federation

⁴ Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russian Federation

RESEARCH OF WELDABILITY OF PIPE STEEL X65QS ORDERED FOR SOUR SERVICE

The increase of being developed oil and gas fields with a high content of hydrogen sulfide causes a great demand for large-diameter pipes resistant to sulfide stress corrosion cracking. At the same time, in the weld adjacent zone of the pipes, the resistance against that type of cracking is lower in comparison with the base metal.

Studies of the influence of welding thermal cycles to the microstructure, toughness and resistance to sulfide stress corrosion cracking of X65QS steel used for production of large diameter pipes for oil and gas transport are shown in this paper. The studies were carried out by standardized methodology of simulation of welding process by controlled induction heating and subsequent cooling of the samples. It was accompanied by further metallographic analysis and set of mechanical and corrosion tests.

The results of conducted research defined the interval of cooling rate in the heat affected zone that provides the best toughness and resistance against sulfide stress corrosion cracking for X65QS steel. The directions for ensuring the required cooling rate with respect to automatic submerged multi-arc welding under factory conditions and manual arc welding on-site have been proposed.

Keywords: large-diameter pipes, welded joint, heat affected zone, cooling rate, microstructure, bainite, sulfide stress corrosion cracking.

Введение

В настоящее время происходит освоение месторождений нефти и газа с повышенным содержанием сероводорода такими компаниями, как ADCO, KuwaitOilCompany, QatarPetroleum, GASCO, Shell (Ближний Восток), Petrofac (Туркменистан), ЛУКОЙЛ (Россия / Каспийское море) и т.д. Увеличение количества осваиваемых месторождений с повышенным содержанием сероводорода обуславливает значительный рост потребности в трубах большого диаметра (ТБД), стойких к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН).

Высокопрочные ТБД изготавливают из микрولةгированных сталей ферритно-бейнитного класса. В настоящее время имеется большой опыт обеспечения требуемых свойств основного металла высокопрочных труб нефтегазового сортамента [1–3]. Однако сварные соединения с резко выраженной структурной, механической и электрохимической неоднородностью являются зоной преимущественного коррозионно-механического разрушения труб при транспортировке сероводородсодержащих сред [4–7]. Это связано с быстрым нагревом и охлаждением в процессе сварки, существенным изменением микроструктуры и, соответственно, прочностных и коррозионных свойств стали в околошовной зоне (ОШЗ) сварных соединений.

Результаты исследований показывают, что благоприятная структура, обеспечивающая требуемый уровень ударной вязкости сварных соединений по линии сплавления, формируется при скорости охлаждения в ОШЗ 10–60 °C/c, в температурном интервале 800–500 °C [8–17].

Несмотря на накопленный большой объем знаний о формировании микроструктуры и свойств основного металла и сварных соединений высокопрочных ТБД, данные о влиянии скорости охлаждения в ОШЗ на стойкость сварных соединений к СКРН отсутствуют. Это не позволяет целенаправленно управлять технологическим сварочным процессом для формирования микроструктуры, обеспечивающей стойкость сварных соединений к СКРН.

Целью настоящего исследования является определение интервала значений скорости охлаждения сварных соединений, обеспечивающих сочетание высоких показателей ударной вязкости и стойкости к СКРН, применительно к стали группы прочности X65QS, используемой для производства нефтегазовых труб большого диаметра.

Материалы и методы исследования

Химический состав исследуемой коррозионно-стойкой стали группы прочности X65QS представлен в таблице.

Химический состав исследуемой стали группы прочности X65QS

№ п/п	Элемент	Доля, мас. %
1	C	0,06
2	Si	0,35
3	Mn	1,55
4	S	0,001
5	P	0,006
6	Cr	0,05
7	Ni	0,23
8	Cu	0,14
9	N	0,006
10	Al	0,031
11	Mo	0,004
12	Nb	0,048
13	V	0,03
14	Ti	0,018
15	Ca	0,002
16	$C_{э\text{кв}}$	0,35
17	$P_{\text{см}}$	0,16

Для уменьшения объема испытаний изучение воздействия термического цикла сварки на структурно-фазовый состав и механические свойства стали проводят на основе имитации сварочного нагрева по ГОСТ 23870–79¹. На основании сравнительного анализа полученных данных по ударной вязкости и требований нормативно-технической документации делают выводы о склонности стали в зоне термического влияния к хрупкому разрушению, а склонность к сульфидному растрескиванию под напряжением определяется на основании соответствующих коррозионных испытаний.

Изучение поведения металла ОШЗ трубной стали X65QS проводили с помощью имитации сварочного нагрева и охлаждения путем индукционного нагрева на установке «Чермет-ДБ» ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина». Область ОШЗ имитировали путем нагрева заготовок до температуры 1300 °C, характерной для области перегрева ЗТВ. Эта температура соответствует началу интенсивного роста зерна аустенита для этой стали [18].

¹ ГОСТ 23870–79. Свариваемость сталей. Метод оценки влияния сварки плавлением на основной металл.

После нагрева до заданной температуры заготовки охлаждали со скоростями 0,1–300 °C/c в температурном интервале 800–500 °C, технологическая реализация которых возможна при дуговой сварке труб. Графики охлаждения образцов приведены на рис. 1.

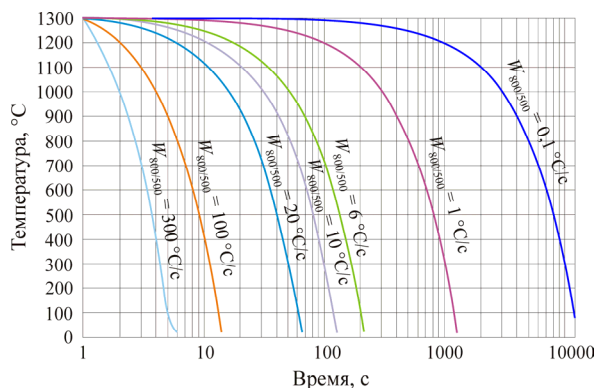


Рис. 1. Изменение температуры образцов при охлаждении в интервале 800–500 °C для скоростей охлаждения 0,1–300 °C/c

Для изучения влияния скорости охлаждения после сварки на микроструктуру и эксплуатационные характеристики металла в ОШЗ был проведен комплексный анализ образцов, подверженных имитационным нагреву и охлаждению:

- анализ кинетики фазовых превращений аустенита в условиях различных термических циклов сварки и связанных с ними изменений микроструктуры. Построение термических циклов проводили на основе дилатометрических кривых, полученных на высокотемпературном быстродействующем дилатометре «Чермет-ДБ» ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина». Температуру фиксировали хромель-алюмелевой термопарой толщиной 0,15 мм;

- анализ структурно-фазового состава имитированной области ОШЗ (микроскоп Axiovert-40 MAT) на образцах после механической полировки и травления в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты;

- измерение микротвердости по Виккерсу (установка ПМТ-3);

- испытания на ударный изгиб. Из заготовок вырезали образцы на ударный изгиб с V-образным надрезом типа IX согласно ГОСТ 6996–66. Испытания проводили при +20, 0, –20, –30, –40, –60 °C на маятниковом копре МК30А при максимальной энергии единичного удара 300 Дж;

- в испытаниях на стойкость к СКРН оценивали влияние термических циклов и скорости охлаждения на стойкость металла ОШЗ к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением

в соответствии с NACE TM 0177². После имитации термических циклов из заготовок вырезали образцы на растяжение типа А, испытания проводили при нагрузке 72 % от предела текучести в испытательной среде А по NACE TM 0177. После выдержки в 720 ч образцы снимали с испытаний.

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ термокинетических диаграмм показал, что основным видом превращения является бейнитное превращение (рис. 2). Бейнит присутствует в структуре в широком интервале скоростей охлаждения (250–1 °C/c). Чисто бейнитное превращение проходит в интервале скоростей охлаждения 10–120 °C/c и имеет температуру начала превращения 590–650 °C, температуру конца превращения 450–540 °C. Это свидетельствует о достаточно высокой структурной стабильности стали. Превращения, проходящие с образованием полигонального феррита, наблюдаются при скоростях охлаждения менее 10 °C/c. Перлитные превращения в металле околошовной зоны в стали исследуемого состава проходят только при скоростях менее 1 °C/c. Изменение фазового состава металла ОШЗ исследуемой стали группы прочности X65QS при различных скоростях охлаждения представлено на рис. 3.

Мартенситная составляющая в структуре околошовной зоны, являющаяся ответственной за образование холодных трещин, появляется при скорости охлаждения более 120 °C/c. В исследованном интервале значений скорости охлаждения мартенсит присутствует только как структурная составляющая области частичной закалки. Температура начала мартенситного превращения не превышает 510 °C, а конца – не опускается ниже 390 °C. Область частичной закалки находится в интервале значений скорости охлаждения 120–250 °C/c.

Фотографии сформированной микроструктуры в зависимости от скорости охлаждения представлены на рис. 4.

Изучение изменения твердости в ОШЗ и, соответственно, структуры в зависимости от скорости охлаждения (рис. 5) показало, что в области ферритно-перлитобейнитного и бейнитного превращений твердость практически не изменяется и при скоростях охлаждения 0,1–20 °C/c находится в интервале 205–220 HV. Рост твердости наблюдается в бейнитной области при изменении морфологии бейнита от зернистого к игольчатому. Максимум твердости наблюдается при скорости охлаждения 300 °C/c и составляет порядка 360 HV10.

² NACE MR0175/ ISO 15156-1. Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H₂S-containing Environments in oil and gas production. International standard. 2001.

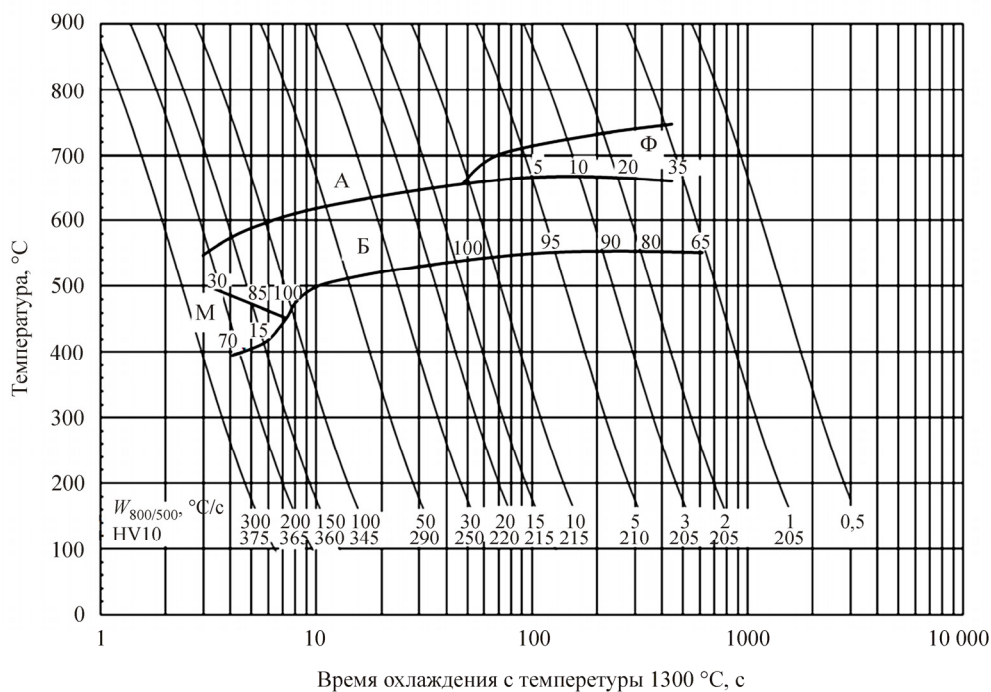


Рис. 2. Кинетика превращения аустенита в металле околошовной зоны исследуемой стали группы прочности X65QS

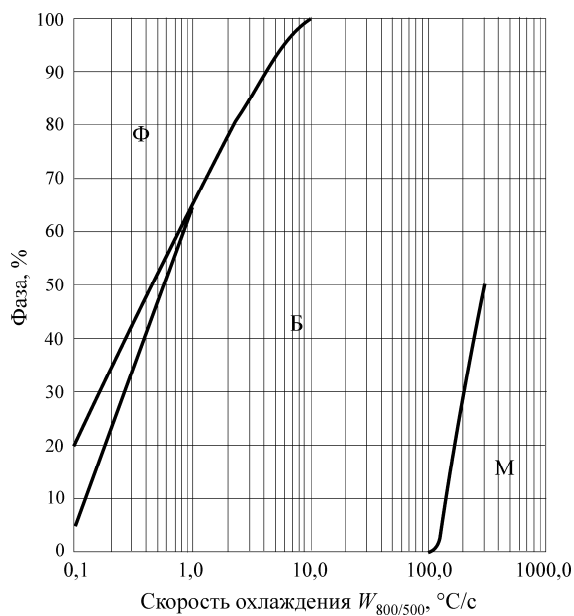


Рис. 3. Изменение фазового состава металла, имитирующего ОШЗ стали группы прочности X65QS, в зависимости от скорости охлаждения

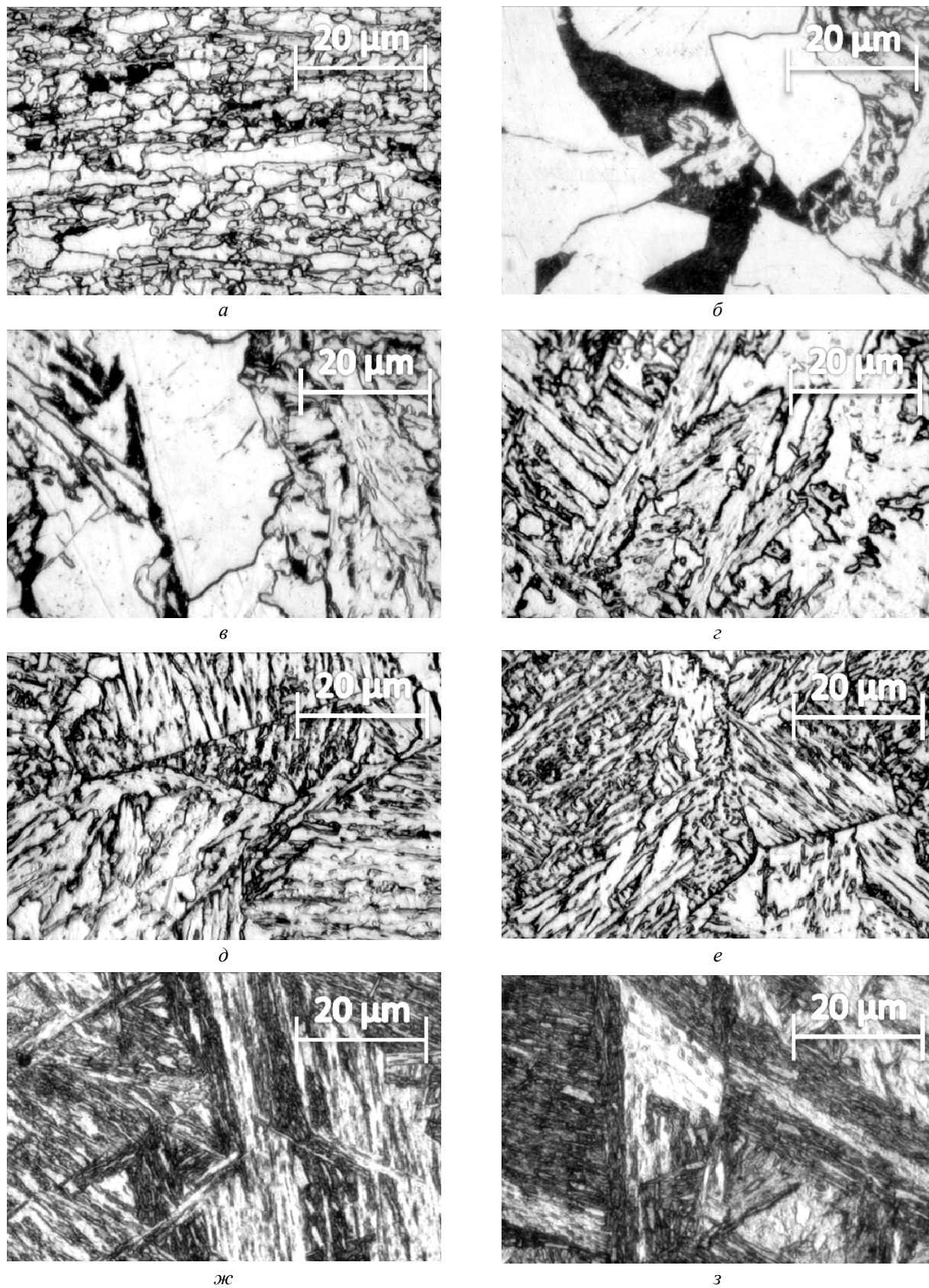


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения на микроструктуру околошовной зоны исследуемой стали группы прочности X65QS: *a* – исходное состояние; *б* – 0,1 °C/s; *в* – 1 °C/s; *г* – 6 °C/s; *д* – 10 °C/s; *е* – 20 °C/s; *ж* – 100 °C/s; *з* – 300 °C/s

В соответствии со стандартами NACE MR0175/ISO 15156-1¹ и СТО Газпром 2-4.1-223–2008² пригодность стальных труб для транспортировки сероводородсодержащих сред определяется уровнем твердости основного металла и сварных соединений. Твердость не должна превышать 240 HV. Стали, превышающие этот порог, считаются более восприимчивыми к СКРН. Таким образом, требования по обеспечению твердости выполняются при скоростях охлаждения до 30 °C/с.

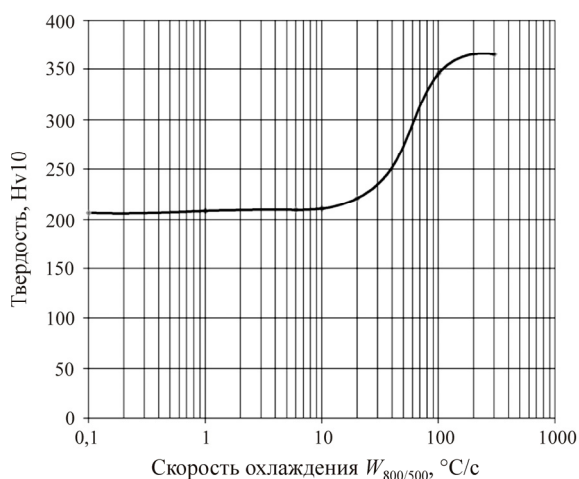


Рис. 5. Влияние скорости охлаждения на твердость металла в околошовной зоне стали группы прочности X65QS в зависимости от скорости охлаждения

Максимальный уровень ударной вязкости соответствует структуре нижнего бейнита, меняющего морфологию на игольчатую и образующегося при скоростях 15–25 °C/с при всех значениях температуры испытания (рис. 6). При снижении температуры испытания максимум ударной вязкости снижается. Ударная вязкость снижается от максимума как в сторону увеличения скоростей охлаждения металла ОШЗ, так и в сторону уменьшения скоростей охлаждения.

Увеличение скорости охлаждения в зависимости от скорости, соответствующей максимальному уровню ударной вязкости, приводит к снижению ударной вязкости при образовании бейнита игольчатой морфологии и особенно резко при появлении мартенсита в структуре.

¹ NACE MR0175/ ISO 15156-1. Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H₂S-containing Environments in oil and gas production. International standard. 2001.

² СТО Газпром 2-4.1-223–2008. Технические требования к электросварным сероводородостойким трубам. 2008.

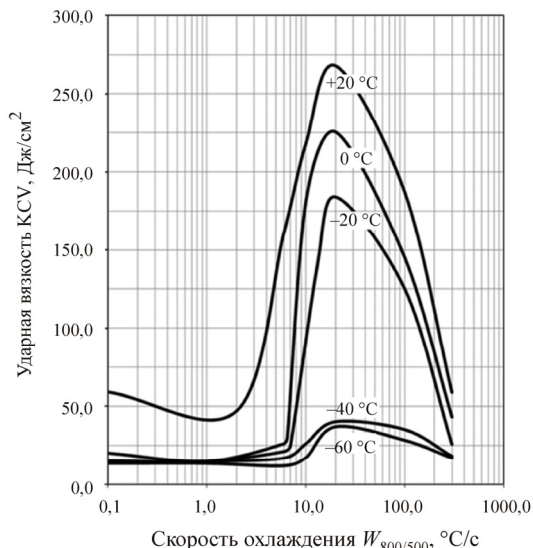


Рис. 6. Изменение ударной вязкости металла ОШЗ стали группы прочности X65QS в зависимости от скорости охлаждения сварного соединения при различных значениях температуры испытания

Наиболее резкое падение ударной вязкости происходит при снижении скорости охлаждения металла ОШЗ в зависимости от скорости, соответствующей максимуму вязкости до 6,0 °C/с, что связано с изменением морфологии бейнита и ее переходом от игольчатой (нижний бейнит) к зернистой (верхний бейнит).

При скорости охлаждения порядка 6 °C/с структура верхнего бейнита имеет ферритную оторочку, расположенную по границам первичного аустенитного зерна (рис. 7), с образованием так называемой ферритной сетки, которая является косвенным признаком низкой ударной вязкости металла [19, 20]. Дальнейшее снижение скорости охлаждения металла околошовной зоны до 0,1 °C/с, которое сопровождается формированием ферритно-перлитобейнитной структуры с содержанием полигонального феррита до 80 %, приводит к незначительному повышению ударной вязкости при

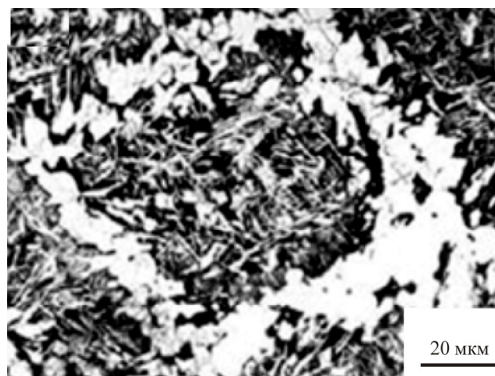


Рис. 7. Ферритная оторочка по границе первичного аустенитного зерна

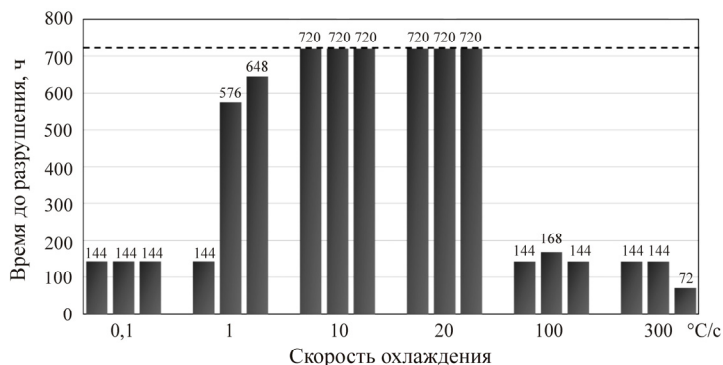


Рис. 8. Результаты испытаний на стойкость к сульфидному растрескиванию образцов из металла с имитированной ОШЗ

температуре +20 °С. При 0 °С и всех исследованных отрицательных значениях температуры ударная вязкость при скорости охлаждения 0,1 °С/с сохраняется на уровне ударной вязкости, соответствующей скорости 6,0 °С/с.

Величина допустимых значений скорости охлаждения после сварки определяется требованиями по ударной вязкости, предъявляемыми технической документацией к сварным соединениям труб. В соответствии с этими требованиями ударная вязкость KCV должна составлять не менее 52,5 Дж/см² при температуре испытаний –20 °С. В результате изучения зависимости изменения ударной вязкости от скорости охлаждения можно заключить, что требуемый уровень ударной вязкости обеспечивается при реализации скорости охлаждения в интервале 10–210 °С/с.

Результаты испытаний образцов из металла с имитированной ОШЗ на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением представлены на рис. 8. Видно, что лишь образцы с имитированной ОШЗ, соответствующей скоростям охлаждения 10 и 20 °С/с, выдержали испытание на стойкость к СКРН. Остальные образцы разрушились, не выдержав базовое время испытаний в 720 ч. Сопоставление данных структурного исследования и коррозионных испытаний показывает, что формирование нижнего бейнита игольчатой морфологии благоприятно для повышения стойкости к СКРН.

Анализ результатов проведенных исследований позволяет заключить, что для обеспечения требований по твердости, ударной вязкости и стойкости к СКРН необходимо уменьшить интервал допустимых значений скорости охлаждения в ОШЗ после сварки ТБД группы прочности Х65QS до 10–20 °С/с в сравнении с рекомендуемым в настоящее время 10–60 °С/с [8–17]. Это налагает дополнительные ограничения на технологию сварки.

Основными способами сварки ТБД являются автоматическая многодуговая (АМД) при производстве и ручная дуговая (РД) при монтаже. Для обеспечения скорости охлаждения в интервале 10–20 °С/с при выполнении продольного АМД-шва необходимо повышение скорости охлаждения в ОШЗ, например путем подстуживания перед выполнением наружного продольного шва. А при выполнении кольцевых РД-швов необходим предварительный подогрев свариваемых кромок (рис. 9). Выбор и обоснование рационального уровня стока/подвода дополнительного тепла и их технологическая реализация потребуют дополнительных модельных и натуральных экспериментов.

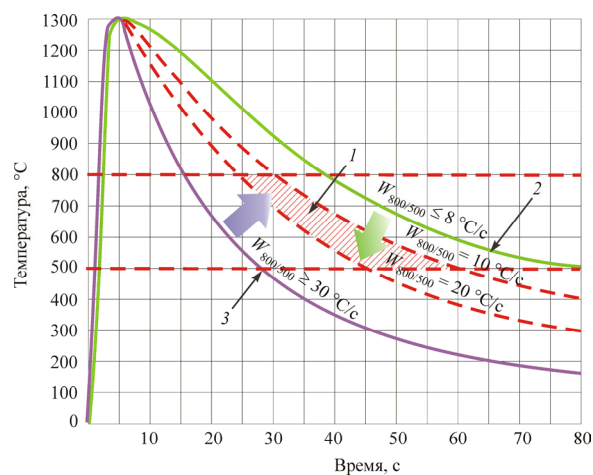


Рис. 9. Целевой диапазон значений скорости охлаждения ОШЗ после сварки, скорости охлаждения для ручной дуговой сварки и автоматической многодуговой сварки под слоем флюса согласно работам [21–23]: 1 – целевой диапазон скоростей охлаждения; 2 – автоматическая многодуговая сварка под слоем флюса; 3 – ручная дуговая сварка

Выводы

1. На основании имитации термических циклов сварки и последующего комплекса испытаний

установлено, что при сварке ТБД группы прочности X65QS дополнительные требования по стойкости к коррозионному растрескиванию под напряжением обеспечиваются при скорости охлаждения околошовной зоны в диапазоне 10–20 °C/с. Указанный диапазон уже, чем тот, что обеспечивает нормативные твердость и ударную вязкость сварных соединений данного класса сталей (10–60 °C/с). Это предъявляет дополнительные требования к технологии сварки.

2. Указанный диапазон значений скорости охлаждения может быть достигнут при автоматической многодуговой сварке под слоем флюса в заводских условиях и при ручной дуговой сварке кольцевых швов в условиях монтажа с помощью дополнительных технологических мер. В первом случае необходимо производить подстуживание зоны сварки перед выполнением наружного шва, во втором – предварительный подогрев свариваемых кромок. Для выбора и обоснования рационального уровня стока/подвода дополнительного тепла и его технологического обеспечения необходимо проведение дополнительных модельных и натуральных экспериментов.

Список литературы

1. Калетин А.Ю., Калетина Ю.В. Повышение вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2014. – Т. 16, № 4. – С. 22–30.
2. Мальцева А.Н. Исследование структуры и свойств высокопрочных ферритно-бейнитных сталей, предназначенных для магистральных трубопроводов высокого давления: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Челябинск, 2012. – 23 с.
3. Холодный А.А. Повышение сопротивления водородному растрескиванию листов из трубных сталей на основе управления структурообразованием в центральной сегрегационной зоне при термомеханической обработке: дис. ... канд. техн. наук. – М., 2016. – 187 с.
4. Некрасова С.Ю., Ольшанская Т.В. Применение методов исследования процесса коррозионного растрескивания для сварных соединений // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2014. – Т. 16, № 3. – С. 21–29.
5. Выбойщик Л.М., Лучкин Р.С., Платонов С.Ю. Структурный фактор коррозионно-механической прочности сварных соединений нефтепромысловых труб // Сварочное производство. – 2008. – № 6. – С. 12–16.
6. Загорянский В.Г. Расширение деформационных методов предотвращения коррозионного растрескивания сварных соединений // Вісник КДУ імені Михайла Остроградського. Нові технології в машинобудуванні. – 2010. – Вып. 2, ч. 1. – С. 61–68.
7. Варламов Д.П., Баренбойм И.И., Стеклов О.И. Коррозионное растрескивание под напряжением // Диагностика. Территория нефтегаз. – 2012. – № 6. – С. 36–44.
8. Свариваемость высокопрочных сталей для газопроводных труб большого диаметра / В.И. Столяров, И.Ю. Пышминцев, Л.А. Ефименко, О.Ю. Елагина [и др.] // Проблемы черной металлургии и металловедения. – 2008. – № 3. – С. 39–47.
9. The processing of helical-welded large diameter pipes of grade X80 with 23,7 mm wall thickness and their properties / F.M. Knoop, S. Bremer, V. Flaxa, W. Scheller [et al.] // Proceed. of Inter. Sem. on Welding of High Strength Pipeline Steels. – Araxa, Brazil, 2011. – P. 209–229.
10. Frantov I., Permyakov I., Bortsov A. Improved weldability and criterion for reliability of high strength pipes steels // Proceed. of Inter. Sem. on Welding of High Strength Pipeline Steels. – Araxa, Brazil, 2011. – P. 247–260.
11. Weldability of higher niobium X80 pipeline steel // Ch. Shang, X. Wang, Q. Liu, J. Fu / Proceed. of Inter. Sem. on Welding of High Strength Pipeline Steels. – Araxa, Brazil, 2011. – P. 435–453.
12. Улучшение свариваемости стали для толсто-стенных газопроводных труб большого диаметра путем оптимизации химического состава / П.П. Степанов, В.В. Зикеев, Л.И. Эфрон, И.И. Франтов [и др.] // Металлург. – 2010. – № 11. – С. 62–67.
13. Пряхин Е.И., Шарапова Д.М. К вопросу деградации свойств низколегированных конструкционных сталей при кратковременном нагреве // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Металлургия и металловедение. – 2014. – № 1(190). – С. 121–129.
14. Ефименко Л.А., Рамусь А.А. Влияние морфологии структуры на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений высокопрочных трубных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 9. – С. 41–45.
15. Изучение свариваемости стали класса прочности X100 / Д.А. Рингинен, А.В. Частухин, Г.Е. Хадеев, Л.И. Эфрон [и др.] // Металлург. – 2013. – № 12. – С. 68–74.
16. Иванов А.Ю. Обеспечение комплекса механических свойств зоны термического влияния сварных соединений труб классов прочности X80, X90 на основе исследования фазовых превращений и структуры: автореф. ... дис. канд. техн. наук. – СПб., 2011. – 27 с.
17. Хлусова Е.И., Орлов В.В. Изменение структуры и свойств в зоне термического влияния сварных соединений из низкоуглеродистых судостроительных и трубных сталей // Металлург. – 2012. – № 9. – С. 63–76.
18. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1991. – 503 с.
19. Влияние энергovoложения на пластические свойства соединений стали X70 при контактной стыковой сварке оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, Г.М. Григоренко Д.П. Новикова [и др.] // Автоматическая сварка. – 2007. – № 6. – С. 5–10.

20. Влияние термического цикла сварки на структуру и свойства микрولةгированных конструкционных сталей / В.А. Костин, Г.М. Григоренко, В.Д. Поздняков [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 12. – С. 10–16.

21. Уткин В.И. Роль микрولةгирующих элементов в формировании механических свойств околосварочной зоны при сварке прямошовных труб большого диаметра групп прочности X70–X80: дис. ... канд. техн. наук. – М., 2016. – 117 с.

22. Степанов П.П. Оптимизация структуры и свойств сварного соединения толстостенных газопроводных труб класса прочности X70 для подводных трубопроводов: дис. ... канд. техн. наук. – М., 2011. – 159 с.

23. Вышемирский Е.М. Исследование свариваемости и разработка технологии сварки высокопрочных трубных сталей в условиях Крайнего Севера: дис. ... канд. техн. наук. – М., 2009. – 134 с.

References

1. Kaletin A.Iu., Kaletina Iu.V. Povyshenie вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита [Increasing the viscosity of structural steels in the formation of carbide-free bainite]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2014, vol. 16, no. 4, pp. 22–30.

2. Mal'tseva A.N. Issledovanie struktury i svoystv vysokoprochnykh ferritno-beinitnykh stali, prednaznachennykh dlia magistral'nykh truboprovodov vysokogo davleniia [Study of the structure and properties of high-strength ferrite-bainite steels for high-pressure main pipelines]. Abstract of Ph. D. thesis. Cheliabinsk, 2012, 23 p.

3. Kholodnyi A.A. Povyshenie soprotivleniia vodorodnomu rastreskivaniuu listov iz trubnykh stali na osnove upravleniia strukturoobrazovaniem v tsentral'noi segregatsionnoi zone pri termomekhanicheskoi obrabotke [Increase of resistance to hydrogen cracking of tubular steel sheets on the basis of control of structural formation in the central segregated zone at thermomechanical processing]. Abstract of Ph. D. thesis. Moscow, 2016, 187 p.

4. Nekrasova S.Iu., Ol'shanskaia T.V. Primenenie metodov issledovaniia protsessa korrozionnogo rasstreskivaniia dlia svarynykh soedinenii [Application of methods for investigation of corrosion cracking process for welded joints]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2014, vol. 16, no. 3, pp. 21–29.

5. Vyboishchik L.M., Luchkin R.S., Platonov S.Iu. Strukturnyi faktor korrozionno-mekhanicheskoi prochnosti svarynykh soedinenii neftepromyslovykh trub [Structural factor of corrosion-mechanical strength of welded joints of oilfield pipes]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2008, no. 6, pp. 12–16.

6. Zagorianskii V.G. Rasshirenie deformatsionnykh metodov predotvrashcheniia korrozionnogo rasstreskivaniia svarynykh soedinenii [Expansion of deformation methods to prevent corrosion cracking of welded joints]. *Visnik KDU imeni Mikhaïla Ostrogradskogo. Novi tekhnologii v mashinobuduvanni*, 2010, iss. 2, ch. 1, pp. 61–68.

7. Varlamov D.P., Barenboim I.I., Steklov O.I. Korrozionnoe rastreskivanie pod napriazheniem [Stress corrosion cracking]. *Diagnostika. Territoria neftegaz*, 2012, no. 6, pp. 36–44.

8. Stoliarov V.I., Pyshmintsev I.Iu., Efimenko L.A., Elagina O.Iu. Svarivaemost' vysokoprochnykh stali dlia gazo-provodnykh trub bol'shogo diametra [Weldability of high-strength steels for large-diameter gas-conducting pipes]. *Problemy chernoi metallurgii i metallovedeniia*, 2008, no. 3, pp. 39–47.

9. Knoop F.M., Bremer S., Flaxa V., Scheller W. et al. The processing of helical-welded large diameter pipes of grade X80 with 23,7 mm wall thickness and their properties. *Proseed. of Inter. Sem. on Welding of High Strength Pipeline Steels*. Araxa, Brazil, 2011, pp. 209–229.

10. Frantov I., Permyakov I., Bortsov A. Improved weldability and criterion for reliability of high strength pipes steels. *Proseed. of Inter. Sem. on Welding of High Strength Pipeline Steels*. Araxa, Brazil, 2011, pp. 247–260.

11. Shang Ch., Wang X., Liu Q., Fu J. Weldability of higher niobium X80 pipeline steel. *Proseed. of Inter. Sem. on Welding of High Strength Pipeline Steels*. Araxa, Brazil, 2011, pp. 435–453.

12. Stepanov P.P., Zikeev V.V., Efron L.I., Frantov I.I. Uluchshenie svarivaemosti stali dlia tolsto-stennykh gazoprovodnykh trub bol'shogo diametra putem optimizatsii khimicheskogo sostava [Improved weldability of steel for large-diameter thick-walled gas pipes by optimizing chemical composition]. *Metallurg*, 2010, no. 11, pp. 62–67.

13. Priakhin E.I., Sharapova D.M. K voprosu degradatsii svoystv nizkolegirovannykh konstruktivnykh stali pri kratkovremennom nagreve [To the issue of degradation of properties of low-alloy structural steels at short-term heating]. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti Cankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo poli-tekhnicheskogo universiteta. Metallurgii i metallovedenie*, 2014, no. 1(190), pp. 121–129.

14. Efimenko L.A., Ramus' A.A. Vliianie morfologii struktury na soprotivlenie khrupkomu razrusheniuu svarynykh soedinenii vysokoprochnykh trubnykh stali [Influence of structure morphology on resistance to brittle fracture of welded joints of high-strength pipe steels]. *Metallovedenie i termicheskai obrabotka metallov*, 2015, no. 9, pp. 41–45.

15. Ringinen D.A., Chastukhin A.V., Khadeev G.E., Efron L.I. Izuchenie svarivaemosti stali klassa prochnosti Kh100 [Study of weldability of steel of strength class X100]. *Metallurg*, 2013, no. 12, pp. 68–74.

16. Ivanov A.Iu. Obespechenie kompleksa mekhanicheskikh svoystv zony termicheskogo vliianiia svarynykh soedinenii trub klassov prochnosti Kh80, Kh90 na osnove issledovaniia fazovykh prevrashchenii i struktury [Providing the complex of mechanical properties of the zone of thermal influence of welded joints of pipes of strength classes X80, X90 on the basis of phase transformations and structure research]. Abstract of Ph. D. thesis. Saint-Petersburg, 2011, 27 p.

17. Khlusova E.I., Orlov V.V. Izmenenie struktury i svoystv v zone termicheskogo vliianiia svarynykh soedinenii iz nizkouglerodistykh sudostroitel'nykh i trubnykh stali [Change of structure and properties in the zone of thermal influence of welded joints made of low-carbon shipbuilding and pipe steels]. *Metallurg*, 2012, no. 9, pp. 63–76.

18. Popova L.E., Popov A.A. Diagrammy prevrashcheniia austenita v staliakh i beta-rastvora v splavakh titana: spravochnik termista [Diagrams of transformation of austenite in steels and beta-solution in titanium alloys: thermist's manual]. 3rd Ed. Moscow: Metallurgiya, 1991, 503 p.

19. Kuchuk-Iatsenko S.I., Grigorenko G.M., Novikova D.P. Vliianie energovlozheniia na plasticheskie svoistva soedinenii stali Kh70 pri kontaktnoi stykovoii svarke oplavleniem [Influence of energy investment on plastic properties of X70 steel joints at contact butt welding by melting]. *Avtomaticheskaiia svarka*, 2007, no. 6, pp. 5–10.

20. Kostin V.A., Grigorenko G.M., Pozdniakov V.D. et al. Vliianie termicheskogo tsikla svarki na strukturu i svoistva mikrolegirovannykh konstruksionnykh staley [Influence of thermal welding cycle on structure and properties of microalloyed structural steels]. *Avtomaticheskaiia svarka*, 2012, no. 12, pp. 10–16.

21. Utkin V.I. Rol' mikrolegiruiushchikh elementov v formirovanii mekhanicheskikh svoistv okoloshovnoi zony pri svarke priamoshovnykh trub bol'shogo diametra grupp prochnosti Kh70–Kh80 [Role of microalloying elements in formation of mechanical properties of the near-seam zone at welding of longitudinal welded pipes of large diameter of strength groups X70–X80]. Abstract of Ph. D. thesis, Moscow, 2016, 117 p.

22. Stepanov P.P. Optimizatsiia struktury i svoistv svarnogo soedineniia tolstostennykh gazoprovodnykh trub klassa prochnosti Kh70 dlia podvodnykh truboprovodov [Optimization of Structure and Properties of Welded Joints of Heavy Wall Gas Pipes of Strength Class X70 for Subsea Pipelines]. Abstract of Ph. D. thesis. Moscow, 2011, 159 p.

23. Vyshemirskii E.M. Issledovanie svarivaemo-sti i razrabotka tekhnologii svarki vysokoprochnykh trubnykh staley v usloviakh Krainego Severa [Study of weldability and development of welding technology for high-strength pipe steels in the conditions of the Far North]. Abstract of Ph. D. thesis. Moscow, 2009, 134 p.

Получено 15.04.19

Опубликовано 20.06.19

Сведения об авторах

Худяков Артем Олегович (Екатеринбург, Россия) – аспирант кафедры технологии сварочного производства Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: Aohudyakov@gmail.com.

Коробов Юрий Станиславович (Екатеринбург, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры технологии сварочного производства Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук; e-mail: Yukorobov@gmail.com.

Данилкин Павел Алексеевич (Челябинск, Россия) – заведующий лабораторией прочности и сварки труб Российского научно-исследовательского института трубной промышленности, аспирант кафедры оборудования и технологии сварочного производства (ОиТСП) Южно-Уральского государственного университета, e-mail: Danilkinpa@gmail.com.

About the authors

Artem O. Khudyakov (Ekaterinburg, Russian Federation) – Graduate Student, Department of Welding Technology, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: Aohudyakov@gmail.com).

Yurii S. Korobov (Ekaterinburg, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Welding Technology, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: Yukorobov@gmail.com.

Pavel A. Danilkin (Chelyabinsk, Russian Federation) – Head, Department of Strength & Welding, Russian Research Institute of Tube & Pipe Industry, Graduate Student, Department of Equipment & Welding Technology, South Ural State University (National Research University); e-mail: Danilkinpa@gmail.com.