

## Усталостная прочность сварных соединений сталей 30ХГСА–40ХМФА, полученных ротационной сваркой трением

© 2023

**Приймак Елена Юрьевна**<sup>\*1,2,4</sup>, кандидат технических наук, заведующий лабораторией металловедения и термической обработки, доцент кафедры материаловедения и технологии материалов  
**Кузьмина Елена Александровна**<sup>1</sup>, начальник технического отдела  
**Гладковский Сергей Викторович**<sup>3,5</sup>, доктор технических наук, главный научный сотрудник  
**Вичужанин Дмитрий Иванович**<sup>3,6</sup>, кандидат технических наук, старший научный сотрудник  
**Веселова Валерия Евгеньевна**<sup>3,7</sup>, младший научный сотрудник

<sup>1</sup>АО «Завод бурового оборудования», Оренбург (Россия)

<sup>2</sup>Оренбургский государственный университет, Оренбург (Россия)

<sup>3</sup>Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург (Россия)

\*E-mail: elena-pijmak@yandex.ru

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4571-2410>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3542-6242>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4955-6435>

Поступила в редакцию 02.11.2022

Принята к публикации 16.02.2023

**Аннотация:** Ротационная сварка трением (РСТ) используется при производстве бурильных труб для геолого-разведки на твердые полезные ископаемые. Потребность в создании облегченных колонн бурильных труб для высокоскоростного алмазного бурения сверхглубоких скважин диктует необходимость более пристального внимания к изучению зоны сварного шва и назначению технологических параметров РСТ. В работе приведены результаты экспериментальных исследований сварного соединения бурильной трубы типоразмера  $H$  по ISO 10097 из сталей 30ХГСА (тело трубы) и 40ХМФА (замковая часть) в условиях воздействия циклических нагрузок. Оценивалось влияние силы, прикладываемой к заготовкам в процессе трения соприкасающихся поверхностей (силы при нагреве), и послесварочного отпуска при температуре 550 °С на циклическую долговечность сварных соединений в условиях знакопеременного растяжения-сжатия при напряжении амплитуды цикла  $\pm 420$  МПа. Установлено, что с увеличением силы при нагреве в зоне термомеханического влияния происходят изменения микроструктуры, способствующие повышению усталостной прочности сварных соединений. Выявлено негативное влияние послесварочного отпуска на усталостную прочность сварных соединений, выражающееся в снижении количества циклов до разрушения на 15–40 % в зависимости от величины силы при нагреве. Определен оптимальный режим РСТ указанного сочетания сталей, обеспечивающий наибольшее количество циклов до разрушения: сила при нагреве (при трении)  $F_H=120$  кН, сила проковки  $F_{np}=160$  кН, частота вращения при нагреве  $n=800$  об/мин и осадка при нагреве  $l=8$  мм. Проведена серия усталостных испытаний при различных значениях напряжения амплитуды цикла сварного соединения, полученного на оптимальном режиме, и основного металла стали 30ХГСА; построены кривые ограниченной выносливости. Показано, что различия в кривых ограниченной выносливости материала тела трубы (сталь 30ХГСА) и сварного соединения незначительны. Полученные результаты дополнены данными измерений микротвердости и фрактограммами разрушенных образцов, раскрывающими механизм распространения трещин в условиях воздействия циклических нагрузок.

**Ключевые слова:** ротационная сварка трением; бурильные трубы; сварное соединение; усталостная прочность; кривая ограниченной выносливости; сталь 30ХГСА; сталь 40ХМФА.

**Благодарности:** Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90032.

При проведении механических испытаний использовалось оборудование, входящее в состав ЦКП «Пластометрия» Института машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН.

**Для цитирования:** Приймак Е.Ю., Кузьмина Е.А., Гладковский С.В., Вичужанин Д.И., Веселова В.Е. Усталостная прочность сварных соединений сталей 30ХГСА–40ХМФА, полученных ротационной сваркой трением // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 1. С. 69–81. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-1-69-81.

### ВВЕДЕНИЕ

Ротационная сварка трением (РСТ) относится к процессу получения сварных соединений деталей, представляющих собой тела вращения. Она обладает рядом технологических преимуществ по сравнению с другими видами сварки и позволяет сваривать ограниченно

и трудносвариваемые материалы в разных сочетаниях, что определяет ее применение в различных отраслях промышленности. Данная технология используется при производстве бурильных труб с приварными замковыми деталями для нефтяной и горнодобывающей отрасли при геологоразведке на твердые полезные ископаемые. При этом ужесточение горно-геологических условий бурения,

связанное с большей глубиной залегания пород, диктует необходимость создания облегченных конструкций бурильных труб за счет уменьшения толщины стенки тела бурильной трубы при применении более прочной трубной заготовки. Учитывая, что колонна бурильных труб при высокоскоростном алмазном бурении работает в сложных условиях механического нагружения, к выбору материалов и назначению режимов сварки требуется более тщательный подход.

Как правило, бурильные трубы представляют собой сварную конструкцию замковой части с телом трубы из средне- и низкоуглеродистых легированных сталей, соединенную посредством РСТ<sup>1</sup>. В качестве тела трубы для облегченных конструкций бурильных труб предполагается использовать трубную заготовку из стали 30ХГСА, которая после закалки и отпуска обеспечивает необходимые свойства: условный предел текучести  $\geq 750$  МПа, временное сопротивление  $\geq 850$  МПа, относительное удлинение  $\geq 12$  %. В качестве материала замковой части бурильной трубы могут быть использованы различные марки среднеуглеродистых легированных сталей, обеспечивающих после закалки и отпуска следующие механические свойства: условный предел текучести  $\geq 930$  МПа, временное сопротивление  $\geq 1050$  МПа, относительное удлинение  $\geq 10$  %. Наиболее широкое распространение получила сталь 40ХМФА.

Поиск и анализ работ, направленных на подробное изучение микроструктуры и свойств фрикционных сварных соединений из среднеуглеродистых легированных сталей, показал ограниченность информации в данной области. Имеются отдельные публикации, в которых приведены результаты исследований микроструктуры и свойств сварных соединений бурильных труб из сталей N80 (аналог 35Г2) в нормализованном состоянии со сталью 42CrMo4 (аналог 40ХМ) после закалки и отпуска [1], стали AISI 8630 (аналог 30ХМН) [2], сварных соединений сталей ASTM A 106 Grade B (аналог 20Г) в горячекатанном состоянии и 4140 (аналог 40ХГМ) после нормализации и после улучшения [3; 4]. Эти работы, а также другие исследования [5; 6] свидетельствуют, что механические свойства сварных соединений при испытании на растяжение при правильно подобранных режимах сварки не уступают, а в ряде случаев и превосходят механические свойства наименее прочного привариваемого материала. Однако условия работы бурильных труб в процессе эксплуатации определяются воздействием не только статических, но и знакопеременных циклических нагрузок. Поэтому исследование усталостной прочности соединений элементов бурильных труб, полученных РСТ, является важным для оценки надежности и работоспособности конструкции.

Известно, что свойства усталости сварных соединений, в том числе полученных РСТ, определяются как химическим составом приваренных материалов, так и микроструктурными особенностями зоны сварного соединения и уровнем остаточных сварочных напряжений [7; 8]. При этом сварные соединения, выполненные фрикционными способами сварки, обладают большими характеристиками усталостной прочности, чем сварные

соединения, выполненные сваркой плавлением [9–11]. В работе [12] установлено, что более высокий предел выносливости сварного соединения по сравнению с основным материалом может быть получен при сварке трением нержавеющей сталей. Однако при сварке разнородных сталей, таких как среднеуглеродистая сталь и аустенитная нержавеющая сталь, усталостная прочность сварного соединения снизилась на 30 % по сравнению со среднеуглеродистой сталью и на 40 % по сравнению с аустенитной сталью [13]. При сварке трением среднеуглеродистой стали AISI 1040 (аналог 40Г) усталостная прочность сварного соединения близка к усталостной прочности основного металла данной стали [14], однако предел выносливости сварного соединения в сочетании сталей 32Г2 и 40ХН уступает пределу выносливости стали 32Г2 на величину до 30 % [15].

Вместе с тем параметры сварки и послесварочная термическая обработка оказывают влияние на микроструктуру и свойства сварных соединений, что показано в публикациях на примерах как соединений среднеуглеродистых сталей [16; 17], так и сочетаний низкоуглеродистой стали с нержавеющей сталью [18] и алюминиевым сплавом [19], а также других сплавов [20] и их сочетаний [21].

Потребность создания облегченных конструкций геологоразведочных бурильных труб диктует необходимость исследований свойств усталости при изменении режимов сварки и послесварочной термической обработки и в сварном соединении сталей 30ХГСА и 40ХМФА, предполагаемых к применению, что до настоящего времени было неизученным. Необходимо понимание степени равнопрочности зоны сварного шва с телом бурильной трубы (сталь 30ХГСА).

Ранними исследованиями указанного сочетания сталей установлен оптимальный диапазон параметров РСТ, обеспечивающий максимальную прочность при растяжении на границе их раздела (в стыке): сила при нагреве  $F_H=40-120$  кН, сила проковки  $F_{np}=100-160$  кН, частота вращения при нагреве  $n=700-900$  об/мин, осадка при нагреве  $l=-7-9$  мм [22]. Однако из полученных значений оптимальных параметров видно, что интервал значений силы при нагреве, обеспечивающий качественное сварное соединение в стыке материалов, достаточно широк, поэтому представляет интерес более детальная оценка данного параметра на усталостную прочность соединения, содержащего все микроструктурные зоны, образованные в процессе сварки.

Цель работы – оценка влияния параметров ротационной сварки трением и послесварочного отпуска на сопротивление усталости сварных соединений сталей 30ХГСА и 40ХМФА и определение оптимальных параметров, обеспечивающих максимальную степень равнопрочности зоны сварного шва с основным материалом – сталью 30ХГСА.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сварке трением подлежали трубные заготовки диаметром 92 мм и толщиной стенки 8 мм из стали 40ХМФА и диаметром 89 мм и толщиной стенки 4 мм (типоразмер  $H$  согласно ISO 10097) из стали 30ХГСА, предварительно подвергнутые закалке и высокому отпуску.

Химический состав исходных сталей представлен в таблице 1.

<sup>1</sup> ГОСТ Р 51245–99. Трубы бурильные стальные универсальные. Общие технические условия. М.: Издательство Стандартов, 1999. 15 с.

Сварка осуществлялась на оборудовании Thompson-60, оснащённом программным комплексом, позволяющим задавать и контролировать параметры сварки. Процесс РСТ состоит из этапа разогрева заготовок при трении в результате приложения осевой силы со стороны вращающейся заготовки и этапа проковки, заключающегося в приложении дополнительной осевой силы после остановки вращения. Таким образом, основными параметрами РСТ являются сила при нагреве (при трении в результате соприкосновения двух вращающихся труб)  $F_n$  (кН), сила проковки  $F_{пр}$  (кН), частота вращения при нагреве  $n$  (об/мин) и осадка при нагреве  $l$  (мм) [23].

Режимы сварки, выбранные для настоящих исследований, приведены в таблице 2.

Механические свойства сварных соединений и металла основы представлены в таблице 3. В ней также приведены механические свойства сварных соединений после отпуска в лабораторной печи при температуре 550 °С в течение 1 ч.

Усталостные испытания образцов проводились на универсальной испытательной машине INSTRON 8801 по схеме знакопеременного растяжения-сжатия с коэффициентом асимметрии цикла  $R=-1$  и частотой нагружения 5 Гц. Типоразмер образцов для усталостных испытаний металла основы и сварных соединений приведен на рис. 1. При этом форма использованного образца соответствовала типу III по ГОСТ 25.509-79, а размеры были скорректированы для обеспечения его устойчивости при знакопеременном циклическом нагружении при повышенных нагрузках.

В ходе испытаний образцов сварных соединений, полученных при различных режимах сварки в исходном состоянии и после отпуска, определялось количество циклов до разрушения при амплитуде напряжения  $\sigma_a = \pm 420$  МПа. Испытанию подвергались по 3 образца

на режим с последующим вычислением среднего значения циклической долговечности. После определения оптимального режима, обеспечивающего максимальную долговечность сварных образцов, проводились испытания при различных напряжениях как сварных образцов при выбранном режиме, так и монолитных образцов из стали 30ХГСА для построения кривых ограниченной выносливости и их сравнительной оценки.

Исследование микроструктуры сварных соединений осуществлялось на поперечных микрошлифах после травления 4%-м раствором азотной кислоты в этиловом спирте с применением оптического микроскопа Olympus DSX1000. Измерения микротвердости производились вдоль протяженности зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) с шагом 0,5 мм в соответствии с ГОСТ 9450-76 на микротвердомере HVS-1000 при приложении нагрузки 2 Н в течение 10 с. Фрактографический анализ разрушенных образцов производили на сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II XMU.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Типичная макро- и микроструктура сварного соединения сталей 30ХГСА и 40ХМФА после ротационной сварки трением представлена на рис. 2. Непосредственно вблизи зоны соединения она представляет собой мартенсит с участками бейнита. На периферийных участках ЗТМВ в результате снижения температурного воздействия наблюдается мелкодисперсная феррито-карбидная микроструктура.

Распределение микротвердости по ширине ЗТМВ в исходном состоянии после сварки и после отпуска приведено на рис. 3.

**Таблица 1.** Химический состав сталей, предназначенных для производства буровых труб, % по масс.  
**Table 1.** Chemical composition of steels intended for the production of drill pipes, % by weight

Марка стали	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V
30ХГСА тело трубы	0,33	1,02	1,12	0,003	0,011	0,99	–	0,04	–	–
40ХМФА замковая часть	0,41	0,48	0,27	0,004	0,008	0,97	0,08	0,06	0,27	0,11

**Таблица 2.** Режимы ротационной сварки трением, выбранные для эксперимента  
**Table 2.** Rotary friction welding modes selected for the experiment

№ режима	Сила при нагреве $F_n$ , кН	Сила проковки $F_{пр}$ , кН	Осадка при нагреве $l$ , мм	Частота вращения $n$ , об/мин
1	40	160	8	800
2	80			
3	120			

**Таблица 3.** Механические свойства сварных соединений сталей 30ХГСА и 40ХМФА, выполненных ротационной сваркой трением, и материалов основы\*

**Table 3.** Mechanical properties of the RFW-produced welded joints of the 30ХГСА and 40ХМФА steels and base materials\*

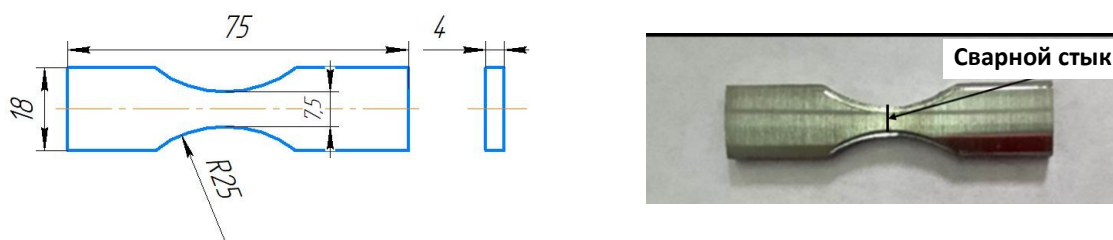
Испытываемый образец	№ режима РСТ	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Сварное соединение	1	760/758**	849/841	8,0/7,0	34,5/33,5
	2	757/755	883/851	10,0/9,0	33,0/33,5
	3	771/768	894/882	10,5/10,5	35,0/36,0
30ХГСА	–	767	888	13,0	36,5
40ХМФА	–	1111	1205	10,5	38,0

\* Механические свойства получены на образцах с длиной рабочей части 50 мм, шириной 15 мм и толщиной 4 мм на испытательной установке INSTRON 8801 в соответствии с ГОСТ 6996-66 и ГОСТ 1497-84.

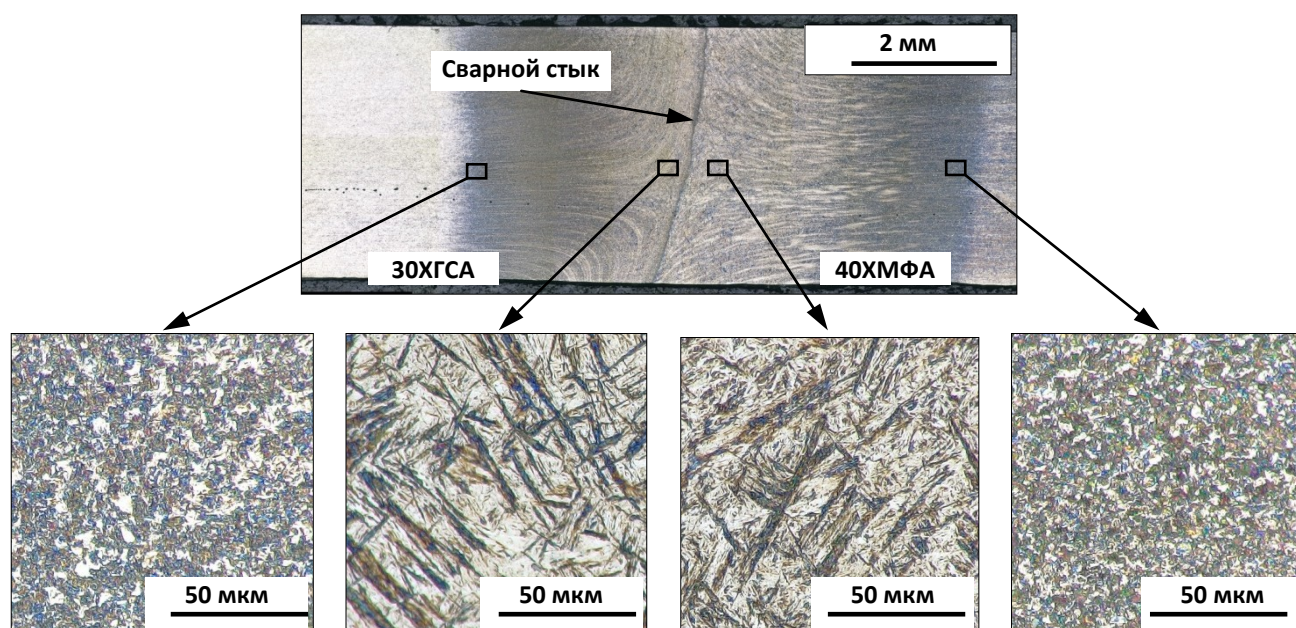
\*\* В числителе приведены механические свойства сварного соединения после ротационной сварки трением, а в знаменателе – после отпуска.

\* Mechanical properties are obtained for the samples with the working part length of 50 mm, width of 15 mm, and thickness of 4 mm at the INSTRON 8801 test unit according to the ГОСТ 6996-66 and ГОСТ 1497-84 standards.

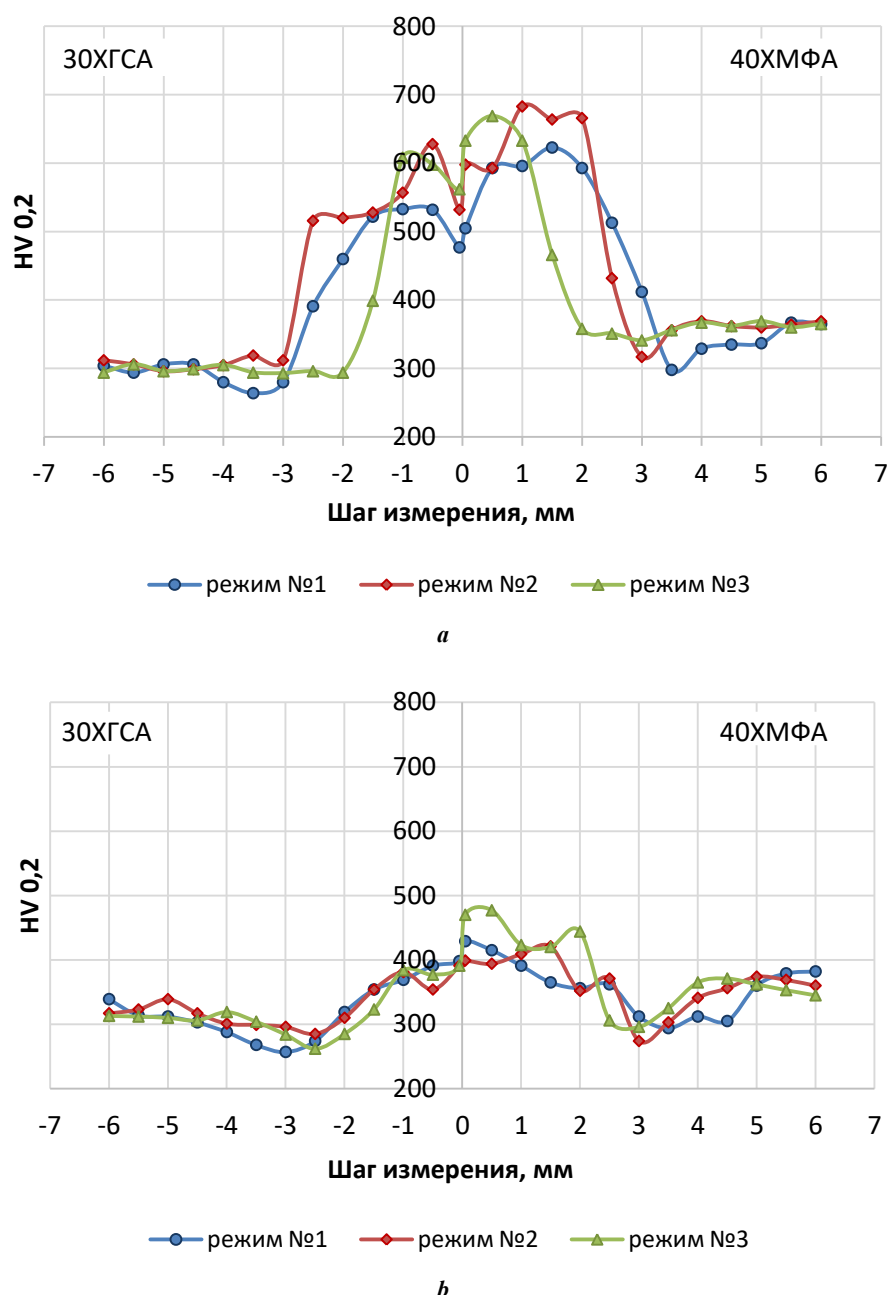
\*\* In the numerator, mechanical properties of a welded joint after rotary friction welding are indicated; in the denominator – the ones after tempering.



**Рис. 1.** Образец со сварным соединением для испытаний на усталость  
**Fig. 1.** A sample with a welded joint for fatigue tests



**Рис. 2.** Макро- и микроструктура сварного соединения сталей 30ХГСА и 40ХМФА, полученная ротационной сваркой трением (режим № 2)  
**Fig. 2.** Macro- and microstructure of a welded joint of the 30ХГСА and 40ХМФА steels produced by rotary friction welding (mode No. 2)



**Рис. 3.** Распределение микротвердости в сварных соединениях сталей 30ХГСА–40ХМФА: **а** – после сварки трением; **б** – после сварки трением и последующего отпуска при 550 °С  
**Fig. 3.** Microhardness distribution in welded joints of the 30ХГСА–40ХМФА steels: **a** – after friction welding; **b** – after friction welding and further tempering at 550 °С

Вблизи зоны соединения двух сталей имеются области с высокой микротвердостью по отношению к основному металлу, обусловленные формированием мартенситных структур (рис. 3 а). Сила при нагреве оказывает некоторое влияние как на значения микротвердости, так и на протяженность ЗТМВ. С увеличением силы при нагреве в диапазоне от 40 кН (режим № 1) до 120 кН (режим № 3) протяженность ЗТМВ уменьшается от 7,85 до 5,25 мм. Максимальные значения микротвердости наблюдаются в образцах, полученных с силой нагрева 120 кН, и составляют 669 HV 0,2 для стали 40ХМФА и 608 HV 0,2 для стали 30ХГСА. Минимальные значения HV 0,2 соответ-

ствуют периферийным участкам ЗТМВ в сварном соединении, полученном с наименьшей силой при нагреве 40 кН. В этих участках микротвердость стали 30ХГСА составляет 264–280 HV 0,2, стали 40ХМФА – 298–335 HV 0,2, в то время как микротвердость основного металла стали 30ХГСА достигает величины 294–306 HV 0,2, стали 40ХМФА – 362–367 HV 0,2. Таким образом, наиболее разупрочненной зоной в данном сварном соединении (режим № 1) по отношению ко всем его участкам является периферийная область ЗТМВ стали 30ХГСА.

Послесварочный отпуск вызвал снижение микротвердости в зоне термомеханического влияния во всех

образцах и, как следствие, частичное устранение механической неоднородности, присущей исходному состоянию сварного соединения. Однако стоит отметить, что в сварных соединениях, полученных по режимам № 2 и № 3, в периферийных областях ЗТМВ в исходном состоянии микротвердость была на уровне основного металла, а после отпуска наблюдается локальное разупрочнение этих участков по отношению к основному металлу. В сварном соединении, полученном по режиму № 1, в зоне разупрочнения, сформированной ранее при сварке, наблюдается дополнительное понижение микротвердости (рис. 3 б).

На рис. 4 приведено количество циклов до разрушения образцов сварных соединений при испытании на усталость.

Из полученных результатов (рис. 4) видно, что с увеличением силы при нагреве долговечность образцов возрастает. При этом отпуск снижает количество циклов до разрушения на 40, 20, 15 % после реализации режимов № 1, № 2 и № 3 соответственно.

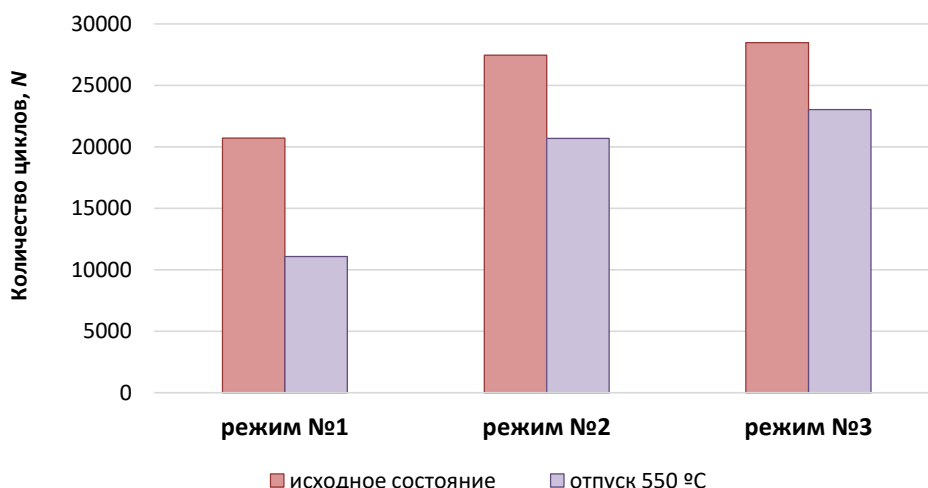
В ходе испытаний разрушение всех образцов фиксировалось со стороны стали 30ХГСА на расстоянии от 3

до 5 мм от стыка двух сталей. Внешний вид испытанных образцов представлен на рис. 5.

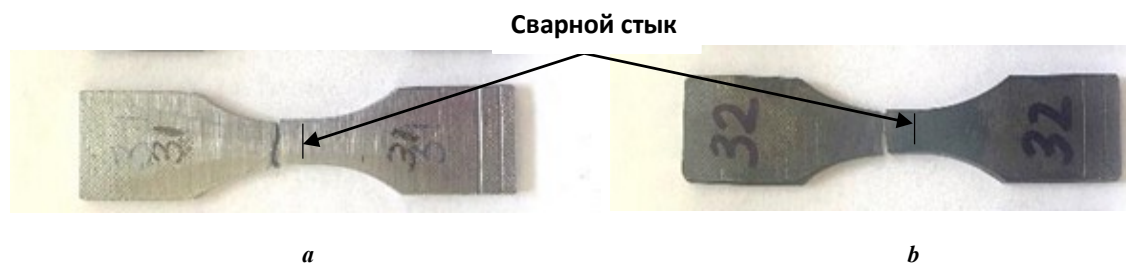
На рис. 6, 7 приведено макро- и микростроение изломов испытанных образцов.

Поверхность разрушения всех исследуемых образцов представляет собой типичный усталостный излом, в котором различаются зона зарождения и развития усталостной трещины (участок 1), а также зона долома (участок 2) (рис. 6 и 7). Зона усталости во всех образцах сварных соединений составляет от 65 до 75 %, что указывает на высокое сопротивление материала распространению трещины. При этом зарождение усталостной трещины осуществлялось с поверхности образцов, на внутренней части трубной заготовки.

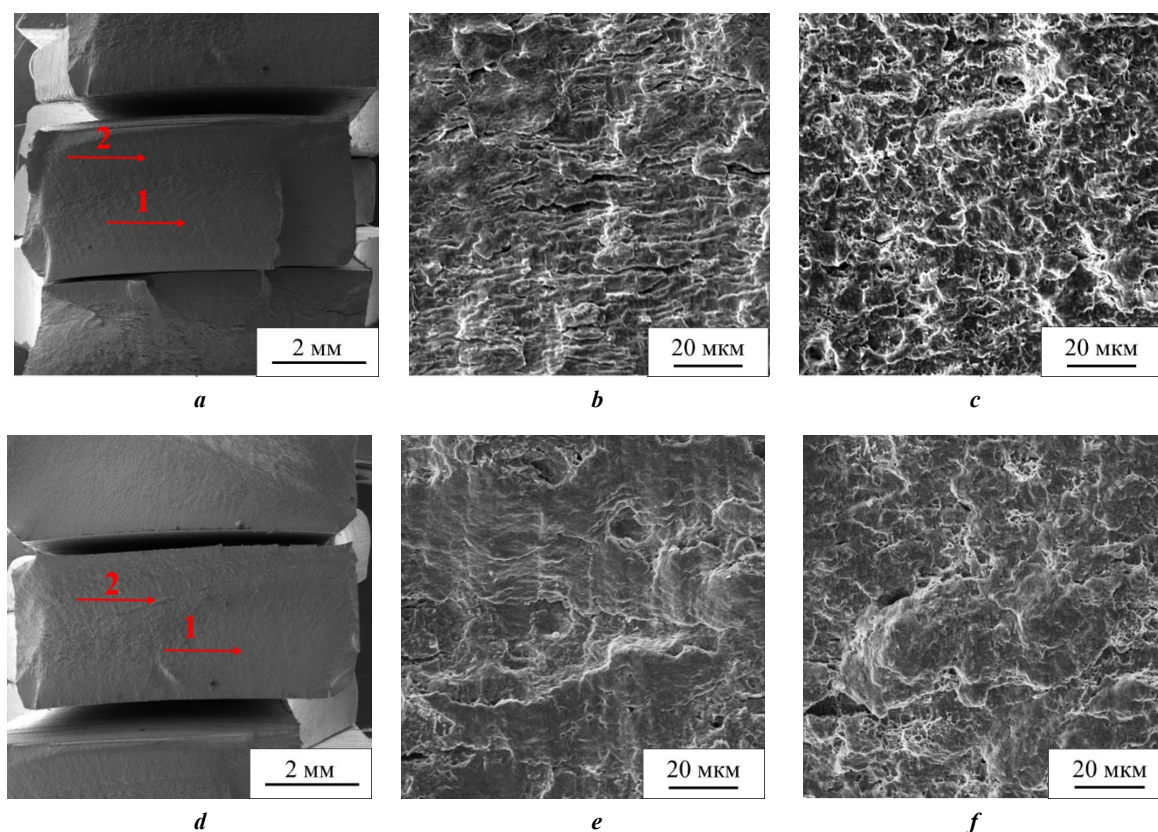
Зоны усталостного разрушения образцов, полученных с силой при нагреве 40 кН (режим № 1), при  $\sigma_a=420$  МПа с отпуском и без него имеют платоподобную поверхность разрушения с фрагментами борозчатого микрорельефа (рис. 6 б, 6 е). Отпущенный образец имеет более сглаженный микрорельеф (рис. 6 е). Однако расстояние между усталостными



**Рис. 4.** Количество циклов до разрушения образцов сварных соединений сталей 30ХГСА–40ХМФА в исходном состоянии и после отпуска при циклических испытаниях с амплитудой  $\sigma_a=\pm 420$  МПа  
**Fig. 4.** The number of cycles before failure of samples of welded joints of the 30XGSA–40XMF steels in the initial state and after tempering during cyclic tests with an amplitude of  $\sigma_a=\pm 420$  MPa



**Рис. 5.** Внешний вид разрушенных образцов после циклических испытаний (слева сталь 30ХГСА):  
**a** – режим № 3 после сварки; **b** – режим № 3 после отпуска  
**Fig. 5.** The appearance of broken specimens after cyclic tests (at the left – 30XGSA steel):  
**a** – mode No. 3 after welding; **b** – mode No. 3 after tempering



**Рис. 6.** Макро- (a, d) и микростроение (b, c, e, f) изломов сварных соединений после испытаний на усталостную прочность после сварки по режиму № 1 в исходном состоянии (a–c,  $\sigma_a=420$  МПа,  $N=24142$ ) и после отпуска (d–f,  $\sigma_a=420$  МПа,  $N=13631$ ): a, d – общий вид; b, e – участок 1 (зона усталости); c, f – участок 2 (зона долома)  
**Fig. 6.** Macro- (a, d) and microstructure (b, c, e, f) of fractures of welded joints after endurance tests after welding according to the mode No. 1 in the initial state (a–c,  $\sigma_a=420$  MPa,  $N=24142$ ) and after tempering (d–f,  $\sigma_a=420$  MPa,  $N=13631$ ): a, d – general appearance; b, e – area 1 (fatigue zone); c, f – area 2 (fracture zone)

бороздками выше, что свидетельствует о большей скорости распространения трещины в данном образце. Зоны долома обоих образцов (рис. 6 c, 6 f) относятся к вязкому типу и содержат мелкие и неглубокие вязкие ямки.

Изломы образцов сварных соединений, полученных с силой при нагреве 80 кН (режим № 2), имели идентичное вышеописанному строение в исходном состоянии и после отпуска. Однако образцы, полученные с силой при нагреве 120 кН (режим № 3), как с последующим отпуском (рис. 7 e), так и без него (рис. 7 b) характеризуются более сглаженным микрорельефом без выраженных усталостных бороздок. Учитывая, что общая протяженность ЗТМВ при данном режиме сварки составляет 5,25 мм, разрушение образца, по всей видимости, произошло в зоне основного металла стали 30ХГСА (рис. 5). В изломе образцов наблюдаются поры, которые, вероятно, инициировались неметаллическими включениями, присутствующими в исходной заготовке. Зоны долома обоих образцов (рис. 7 c, 7 f) так же, как и в предыдущих образцах, характеризуются вязким мелкоямычным микрорельефом.

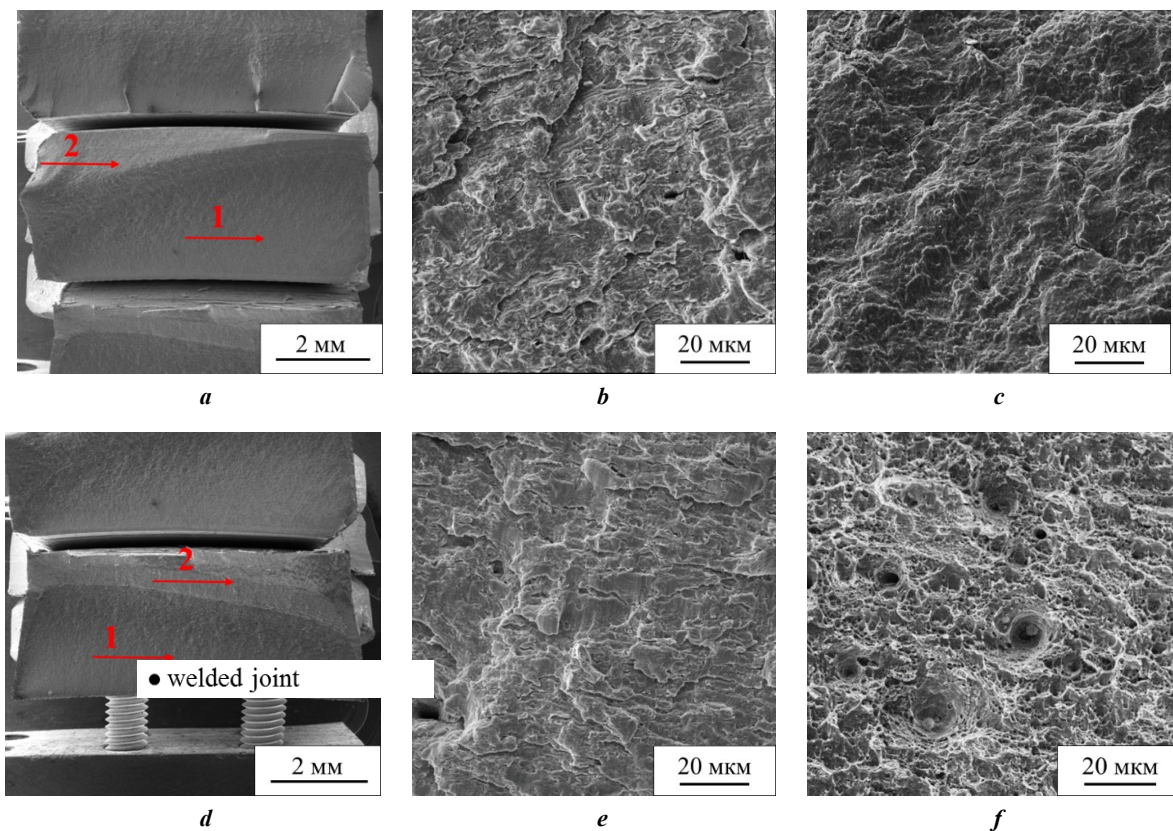
Таким образом, наибольшей усталостной прочностью из исследуемых режимов сварки обладает сварное соединение, полученное с силой при нагреве  $F_H=120$  кН (режим № 3), без последующего отпуска. Поэтому

сравнительные испытания сварных соединений и материала тела трубы для построения кривых ограниченной выносливости производили при данном режиме. Полученные в ходе испытаний кривые в полулогарифмических координатах приведены на рис. 8.

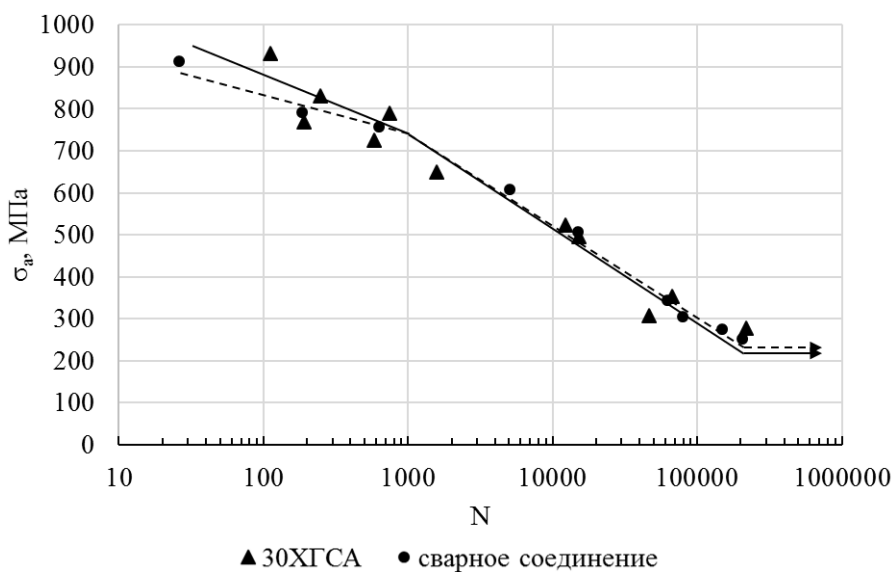
Сравнительная оценка кривых ограниченной выносливости (рис. 8) данного сварного соединения и стали основы 30ХГСА показывает, что различия незначительны. В начальной области малоциклового усталости ( $N<1000$ ) сталь основы 30ХГСА обладает немного большим сопротивлением усталости, в то время как в области многоциклового усталости сталь основы и сварное соединение имеют одинаковый усредненный уровень усталостной прочности. Характерной особенностью механического поведения сварных соединений в условиях циклического нагружения при всех амплитудах напряжений является разрушение как в зоне исходного материала стали 30ХГСА, так и в ЗТМВ стали 30ХГСА независимо от величины  $\sigma_a$ , что указывает на равнопрочность указанных зон.

Морфология поверхности разрушения образцов сварных соединений и стали 30ХГСА, образованных при различном амплитудном напряжении, представлена на рис. 9, 10.

Видно, что при разрушении в области напряжений  $\pm 495\text{--}508$  МПа в строении изломов сварных соединений

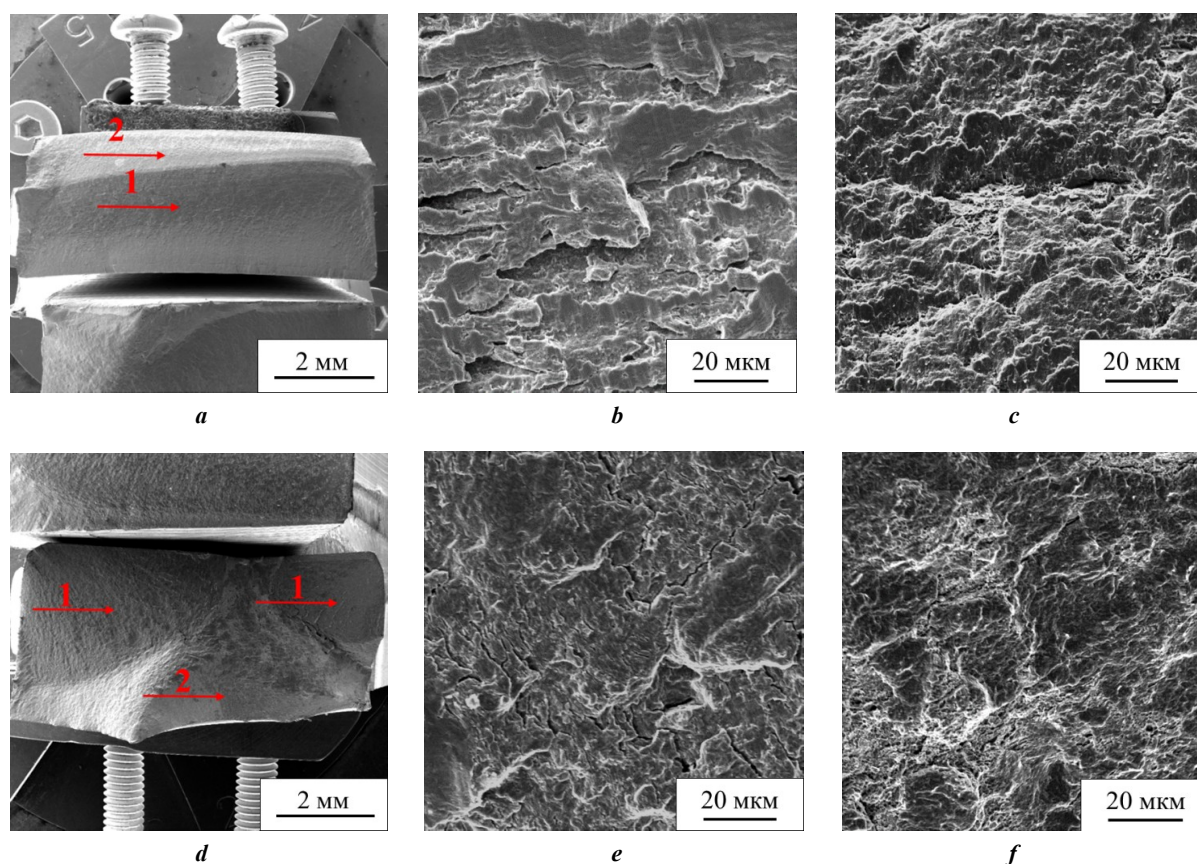


**Рис. 7.** Макро- (a, d) и микростроение (b, c, e, f) изломов сварных соединений после испытаний на усталостную прочность после сварки по режиму № 3 в исходном состоянии (a–c,  $\sigma_a=420$  МПа,  $N=32825$ ) и после отпуска (d–f,  $\sigma_a=420$  МПа,  $N=23384$ ): a, d – общий вид; b, e – участок 1 (зона усталости); c, f – участок 2 (зона долома)  
**Fig. 7.** Macro- (a, d) and microstructure (b, c, e, f) of fractures of welded joints after endurance tests after welding according to the mode No. 3 in the initial state (a–c,  $\sigma_a=420$  MPa,  $N=32825$ ) and after tempering (d–f,  $\sigma_a=420$  MPa,  $N=23384$ ): a, d – general appearance; b, e – area 1 (fatigue zone); c, f – area 2 (fracture zone)



**Рис. 8.** Кривые ограниченной выносливости стали 30ХГСА и сварного соединения сталей 30ХГСА–40ХМФА  
**Fig. 8.** Limited endurance curves of the 30ХГСА steel and a welded joint of 30ХГСА–40ХМФА steels





**Рис. 9.** Макро- (a, d) и микростроение (b, c, e, f) изломов сварного соединения 30ХГСА–40ХМФА ( $\sigma_a=495$  МПа,  $N=15077$ ) (a–c) и монолитного образца стали 30ХГСА ( $\sigma_a=508$  МПа,  $N=14965$ ) (d–f), полученных при испытаниях в условиях малоциклового усталости:

a, d – общий вид; b, e – участок 1 (зона усталости); c, f – участок 2 (зона долома)

**Fig. 9.** Macro- (a, d) and microstructure (b, c, e, f) of fractures of a 30ХГСА–40ХМФА welded joint ( $\sigma_a=495$  МПа,  $N=15077$ ) (a–c) and a monolithic specimen of the 30ХГСА steel ( $\sigma_a=508$  МПа,  $N=14965$ ) (d–f) obtained at low-cycle fatigue tests:

a, d – general appearance; b, e – area 1 (fatigue zone); c, f – area 2 (fracture zone)

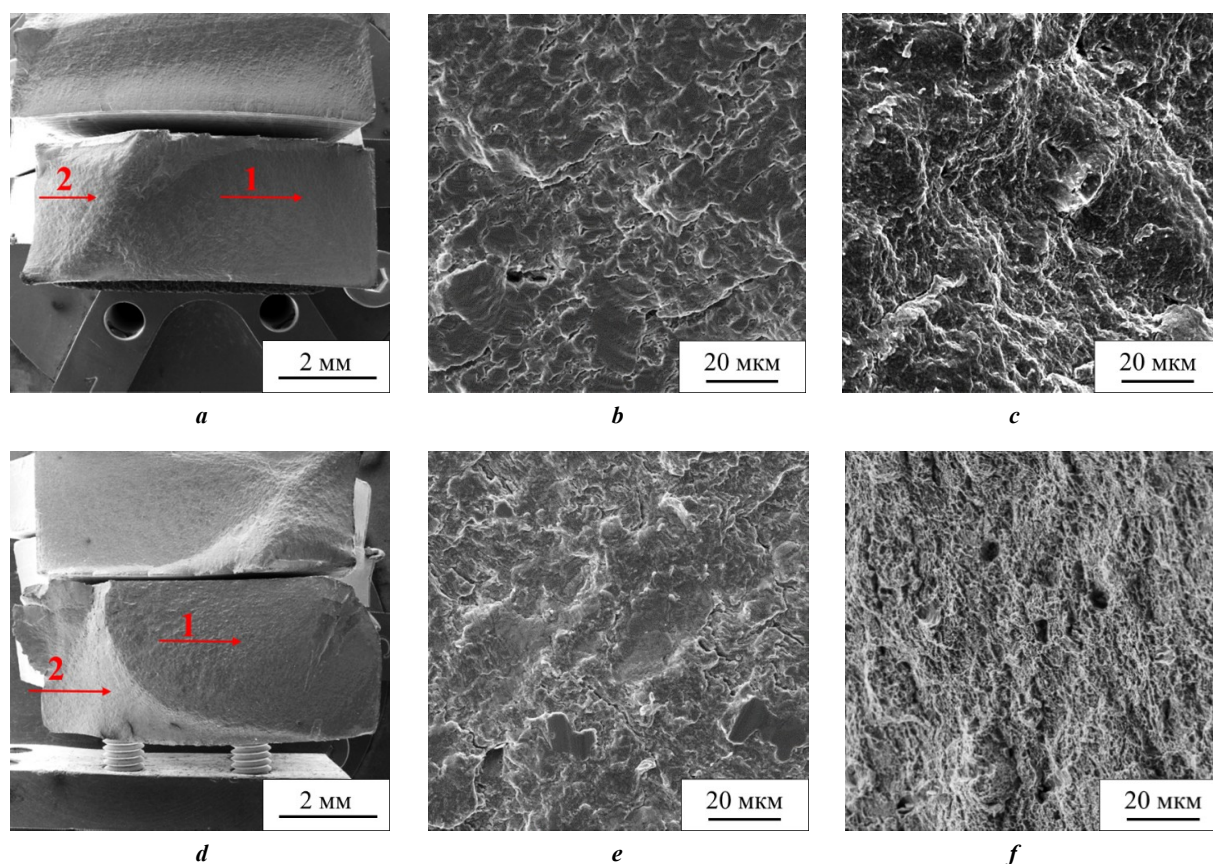
и основного металла стали 30ХГСА имеются некоторые отличия (рис. 9). На поверхности усталостного разрушения образца сварного соединения (рис. 9 b) образовались ступенчатые платоподобные области, окруженные углублениями. Усталостные бороздки выражены нечетко. В образце основного металла наблюдается более грубый рельеф зоны усталостного разрушения (рис. 9 e). Зарождение трещины происходит на двух участках образца, вблизи дефектов или включений (рис. 9 d). Зоны долома обоих образцов (рис. 9 c, 9 f) характеризуются вязким мелкоямочным рельефом.

С понижением действующего напряжения и увеличением числа циклов до разрушения большую площадь зоны усталостного разрушения занимают платоподобные участки (рис. 10 a, 10 b, 10 d, 10 f). Однако усталостные бороздки четко формируются лишь на небольших областях поверхностей разрушения, на остальных участках они плохо сформированы и разрушены под влиянием различных сопутствующих разрушению факторов. Несмотря на это, усталостный излом хорошо идентифицируется на всех образцах при изучении распространения направления вторичных трещин, перпендикулярных магистральной трещине. Более четко вторичные трещины выражены на образце со сварным соединением (рис. 10 b) по сравнению с основным

металлом. По всей вероятности, это связано с образованием кристаллографической текстуры в зоне сварного соединения под влиянием термомеханического цикла сварки [24]. Зоны долома обоих образцов (рис. 10 c, 10 f) имеют типичный мелкоямочный рельеф.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Результаты проведенных исследований показали, что сварное соединение сталей 30ХГСА и 40ХМФА при определенных параметрах сварки способно обеспечивать равнопрочную конструкцию со сталью 30ХГСА не только в условиях статического растяжения, как установлено в работе [25], но и при циклическом нагружении. Одним из параметров РСТ, оказывающим влияние на свойства сварного соединения, является сила при нагреве. Настоящими исследованиями установлено, что с увеличением силы при нагреве происходит упрочнение ЗТМВ при сокращении их протяженности со стороны каждой стали, что способствует повышению усталостной долговечности изученных сварных соединений. По всей вероятности, данный эффект вызван интенсификацией процессов деформационного упрочнения в ЗТМВ, реализующихся при РСТ, как установлено в работе [12]. Однако при нагреве деформированной микроструктуры



**Рис. 10.** Макро- (a, d) и микростроение (b, c, e, f) изломов сварных соединений 30ХГСА–40ХМФА ( $\sigma_a=354$  МПа,  $N=67321$ ) (a–c) и монолитного образца стали 30ХГСА ( $\sigma=342$  МПа,  $N=62400$ ) (d–f), полученных при испытаниях в условиях многоциклового усталости:  
a, d – общий вид; b, e – участок 1 (зона усталости); c, f – участок 2 (зона долома)  
**Fig. 10.** Macro- (a, d) and microstructure (b, c, e, f) of fractures of 30ХГСА–40ХМФА welded joints ( $\sigma_a=354$  МПа,  $N=67321$ ) (a–c) and a monolithic specimen of the 30ХГСА steel ( $\sigma=342$  МПа,  $N=62400$ ) (d–f) obtained at multicycle fatigue tests:  
a, d – general appearance; b, e – area 1 (fatigue zone); c, f – area 2 (fracture zone)

развиваются процессы возврата и полигонизации, которые сопровождаются локальным разупрочнением материалов в ЗТМВ и снижением усталостной долговечности, что также наблюдалось в работе [26]. Скорость роста усталостной трещины возрастает, что подтверждается результатами микрофрактографического анализа. Поэтому проведение отпуска для сварного соединения сталей 30ХГСА–40ХМФА будет оказывать негативное влияние на свойства конструкции.

### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Установлено, что с увеличением силы при нагреве в процессе РСТ трубных заготовок типоразмера  $H$  по ISO 10097 из сталей 30ХГСА и 40ХМФА в диапазоне от 40 до 120 кН происходят микроструктурные изменения, сопровождающиеся сокращением протяженности ЗТМВ и упрочнением периферийных участков, что способствует повышению усталостной прочности сварных соединений.

2. Послеварочный отпуск вызывает снижение числа циклов до разрушения по сравнению с исходным состоянием сварных соединений на 15–40 % в зависимости от режима сварки. При этом проведение отпуска приводит к формированию в изломе более сглаженного

микрорельефа и увеличению расстояния между бороздками усталостного разрушения.

3. На основании проведенных исследований определен оптимальный режим РСТ для облегченных конструкций геологоразведочных бурильных труб типоразмера  $H$ , соответствующий силе при нагреве (при трении)  $F_H=120$  кН, силе проковки  $F_{np}=160$  кН, частоте вращения при нагреве  $n=800$  об/мин и осадке при нагреве  $l=8$  мм. При указанных параметрах процесса РСТ усталостная прочность сварных соединений соизмерима с усталостной прочностью основного металла наименее прочной стали 30ХГСА, что подтверждается кривыми ограниченной выносливости и практически идентичным характером разрушения, выявляемым при макро- и микрофрактографическом исследовании.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Emre H.E., Kaçar R. Effect of Post Weld Heat Treatment Process on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Welded Dissimilar Drill Pipe // Materials Research. 2015. Vol. 18. № 3. P. 503–508. DOI: [10.1590/1516-1439.308114](https://doi.org/10.1590/1516-1439.308114).
- Banerjee A., Ntovas M., Da Silva L., Rahimi S., Wynne B. Inter-relationship between microstructure evolution and

- mechanical properties in inertia friction welded 8630 low-alloy steel // Archives of Civil and Mechanical Engineering. 2021. Vol. 21. Article number 149. DOI: [10.1007/s43452-021-00300-9](https://doi.org/10.1007/s43452-021-00300-9).
3. Khadeer Sk.A., Babu P.R., Kumar B.R., Kumar A.S. Evaluation of friction welded dissimilar pipe joints between AISI 4140 and ASTM A 106 Grade B steels used in deep exploration drilling // Journal of Manufacturing Processes. 2020. Vol. 56. P. 197–205. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.04.078](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.04.078).
  4. Kumar A.S., Khadeer Sk.A., Rajinikanth V., Pahari S., Kumar B.R. Evaluation of bond interface characteristics of rotary friction welded carbon steel to low alloy steel pipe joints // Materials Science & Engineering A. 2021. Vol. 824. Article number 141844. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141844](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141844).
  5. Li P., Wang S., Xia Y., Hao X., Lei Z., Dong H. Inhomogeneous microstructure and mechanical properties of rotary friction welded AA2024 joints // Journal of Materials Research and Technology. 2020. Vol. 9. № 3. P. 5749–5760. DOI: [10.1016/j.jmrt.2020.03.100](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.03.100).
  6. Nagaraj M., Ravisankar B. Effect of Severe Plastic Deformation on Microstructure and Mechanical Behaviour of Friction-Welded Structural Steel IS2062 // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2019. Vol. 72. P. 751–756. DOI: [10.1007/s12666-018-1527-1](https://doi.org/10.1007/s12666-018-1527-1).
  7. Jeffrey W.S., Thomas G.H., McColskey J.D., Victor F.P., Ramirez A.J. Characterization of mechanical properties, fatigue-crack propagation, and residual stresses in a microalloyed pipeline-steel friction-stir weld // Materials and Design. 2015. Vol. 88. P. 632–642. DOI: [10.1016/j.matdes.2015.09.049](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.049).
  8. Abdulstaar M.A., Al-Fadhalah K.J., Wagner L. Microstructural variation through weld thickness and mechanical properties of peened friction stir welded 6061 aluminum alloy joints // Materials Characterization. 2017. Vol. 126. P. 64–73. DOI: [10.1016/j.matchar.2017.02.011](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.02.011).
  9. Mc Pherson N.A., Galloway A.M., Cater S.R., Hambling S.J. Friction stir welding of thin DH36 steel plate // Science and Technology of Welding & Joining. 2013. Vol. 18. P. 441–450. DOI: [10.1179/1362171813Y.0000000122](https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000122).
  10. Baillie P., Campbell S., Galloway A., Cater S.R., Mcpherson N.A. A Comparison of Double Sided Friction Stir Welding in Air and Underwater for 6mm S275 Steel Plate // International Journal of Chemical, Nuclear, Metallurgical and Materials Engineering. 2014. Vol. 8. P. 651–655. DOI: [10.13140/2.1.2306.2400](https://doi.org/10.13140/2.1.2306.2400).
  11. Ericsson M., Sandstrom R. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG // International Journal of Fatigue. 2003. Vol. 25. № 12. P. 1379–1387. DOI: [10.1016/S0142-1123\(03\)00059-8](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(03)00059-8).
  12. Yamamoto Y., Ochi H., Sawai T., Ogawa K., Tsujino R., Yasutomi M. Tensile Strength and Fatigue Strength of Friction-Welded SUS304 Stainless Steel Joints-Evaluation of Joint Strength by Deformation Heat Input in Upset Stage and Upset Burn-Off Length // Journal of the Society of Materials Science Japan. 2004. Vol. 53. № 5. P. 512–517. DOI: [10.2472/jsms.53.512](https://doi.org/10.2472/jsms.53.512).
  13. Paventhan R., Lakshminarayanan P.R., Balasubramanian V. Fatigue behaviour of friction welded medium carbon steel and austenitic stainless steel dissimilar joints // Materials and Design. 2011. Vol. 32. № 4. P. 1888–1894. DOI: [10.1016/j.matdes.2010.12.011](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.12.011).
  14. Sahin M. Joining with friction welding of high speed and medium carbon steel // Journal of Materials Processing Technology. 2005. Vol. 168. № 2. P. 168–202. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2004.11.015](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.11.015).
  15. Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю., Тулибаев Е.С., Степанчукова А.В. Предел выносливости и механизм разрушения фрикционных сварных соединений геолого-разведочных буровых труб // Черные металлы. 2021. № 5. С. 33–38. DOI: [10.17580/chm.2021.05.06](https://doi.org/10.17580/chm.2021.05.06).
  16. Belkahl Y., Mazouzi A., Lebouachera S.E.I., Hassan A.J., Fides M., Hvizdoš P., Cheniti B., Miroud D. Rotary friction welded C45 to 16NiCr6 steel rods: statistical optimization coupled to mechanical and microstructure approaches // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2021. Vol. 116. P. 2285–2298. DOI: [10.1007/s00170-021-07597-z](https://doi.org/10.1007/s00170-021-07597-z).
  17. Selvamani S.T., Vigneshwar M., Nikhil M., Hariharan S.J., Palanikumar K. Enhancing the Fatigue Properties of Friction Welded AISI 1020 Grade Steel Joints using Post Weld Heat Treatment Process in Optimized Condition // Materials Today: Proceedings. 2019. Vol. 16-2. P. 1251–1258. DOI: [10.1016/j.matpr.2019.05.222](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.05.222).
  18. Mercan S., Aydin S., Özdemir N. Effect of welding parameters on the fatigue properties of dissimilar AISI 2205–AISI 1020 joined by friction welding // International Journal of Fatigue. 2015. Vol. 81. P. 78–90. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2015.07.023](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.07.023).
  19. Barrionuevo G.O., Mullo J.L., Ramos-Grez J.A. Predicting the ultimate tensile strength of AISI 1045 steel and 2017-T4 aluminum alloy joints in a laser-assisted rotary friction welding process using machine learning: a comparison with response surface methodology // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2021. Vol. 116. P. 1247–1257. DOI: [10.1007/s00170-021-07469-6](https://doi.org/10.1007/s00170-021-07469-6).
  20. Лукин В.И., Овсепян С.В., Ковальчук В.Г., Саморук М.Л. Особенности ротационной сварки трением высокожаропрочного никелевого сплава ВЖ175 // Труды ВИАМ. 2017. № 12. С. 3–12. DOI: [10.18577/2307-6046-2017-0-12-1-1](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-12-1-1).
  21. Fang Y., Jiang X., Mo D., Zhu D., Luo Z. A review on dissimilar metals' welding methods and mechanisms with interlayer // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. Vol. 102. P. 2845–2863. DOI: [10.1007/s00170-019-03353-6](https://doi.org/10.1007/s00170-019-03353-6).
  22. Кузьмина Е.А., Приймак Е.Ю., Кириленко А.С. Оптимизация параметров ротационной сварки трением разнородных сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей 30ХГСА и 40ХМФА // Металловедение и термическая обработка металлов. 2022. № 10. С. 52–59. DOI: [10.30906/mitom.2022.10.52-59](https://doi.org/10.30906/mitom.2022.10.52-59).
  23. Вилль В.И. Сварка металлов трением. М.: Машиностроение, 1970. 176 с.
  24. Priymak E.Yu., Lobanov M.L., Belikov S.V., Karabanalov M.S., Yakovleva I.L. Structure Formation Patterns and Crystallographic Texture in Welded Joints of Medium-Carbon Alloy Steels in the Process of Rotary Friction Welding // Physics of Metals and Metallography. 2022. Vol. 123. № 6. P. 559–566. DOI: [10.1134/S0031918X22060126](https://doi.org/10.1134/S0031918X22060126).
  25. Кузьмина Е.А., Приймак Е.Ю., Кириленко А.С., Сёмка Я.С. Влияние силы нагрева при ротационной сварке трением на механические свойства и механизм разрушения при растяжении разнородных

сварных соединений сталей 30ХГСА и 40ХМФА // Черные металлы. 2022. № 12. С. 49–57. DOI: [10.17580/chm.2022.12.07](https://doi.org/10.17580/chm.2022.12.07).

26. Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю. Влияние послесварочного отпуска на механическое поведение фрикционных сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН в условиях многоциклового усталости // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 3. С. 7–18. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-7-18](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-7-18).

## REFERENCES

- Emre H.E., Kaçar R. Effect of Post Weld Heat Treatment Process on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Welded Dissimilar Drill Pipe. *Materials Research*, 2015, vol. 18, no. 3, pp. 503–508. DOI: [10.1590/1516-1439.308114](https://doi.org/10.1590/1516-1439.308114).
- Banerjee A., Ntovas M., Da Silva L., Rahimi S., Wynne B. Inter-relationship between microstructure evolution and mechanical properties in inertia friction welded 8630 low-alloy steel. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2021, vol. 21, article number 149. DOI: [10.1007/s43452-021-00300-9](https://doi.org/10.1007/s43452-021-00300-9).
- Khadeer Sk.A., Babu P.R., Kumar B.R., Kumar A.S. Evaluation of friction welded dissimilar pipe joints between AISI 4140 and ASTM A 106 Grade B steels used in deep exploration drilling. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 56, pp. 197–205. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.04.078](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.04.078).
- Kumar A.S., Khadeer Sk.A., Rajinikanth V., Pahari S., Kumar B.R. Evaluation of bond interface characteristics of rotary friction welded carbon steel to low alloy steel pipe joints. *Materials Science & Engineering A*, 2021, vol. 824, article number 141844. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141844](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141844).
- Li P., Wang S., Xia Y., Hao X., Lei Z., Dong H. Inhomogeneous microstructure and mechanical properties of rotary friction welded AA2024 joints. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, no. 3, pp. 5749–5760. DOI: [10.1016/j.jmrt.2020.03.100](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.03.100).
- Nagaraj M., Ravisankar B. Effect of Severe Plastic Deformation on Microstructure and Mechanical Behaviour of Friction-Welded Structural Steel IS2062. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2019, vol. 72, pp. 751–756. DOI: [10.1007/s12666-018-1527-1](https://doi.org/10.1007/s12666-018-1527-1).
- Jeffrey W.S., Thomas G.H., McColskey J.D., Victor F.P., Ramirez A.J. Characterization of mechanical properties, fatigue-crack propagation, and residual stresses in a microalloyed pipeline-steel friction-stir weld. *Materials and Design*, 2015, vol. 88, pp. 632–642. DOI: [10.1016/j.matdes.2015.09.049](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.049).
- Abdulstaar M.A., Al-Fadhalah K.J., Wagner L. Microstructural variation through weld thickness and mechanical properties of peened friction stir welded 6061 aluminum alloy joints. *Materials Characterization*, 2017, vol. 126, pp. 64–73. DOI: [10.1016/j.matchar.2017.02.011](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.02.011).
- Mc Pherson N.A., Galloway A.M., Cater S.R., Hambling S.J. Friction stir welding of thin DH36 steel plate. *Science and Technology of Welding & Joining*, 2013, vol. 18, pp. 441–450. DOI: [10.1179/1362171813Y.0000000122](https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000122).
- Baillie P., Campbell S., Galloway A., Cater S.R., Mcpherson N.A. A Comparison of Double Sided Friction Stir Welding in Air and Underwater for 6mm S275 Steel Plate. *International Journal of Chemical, Nuclear, Metallurgical and Materials Engineering*, 2014, vol. 8, pp. 651–655. DOI: [10.13140/2.1.2306.2400](https://doi.org/10.13140/2.1.2306.2400).
- Ericsson M., Sandstrom R. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, 2003, vol. 25, no. 12, pp. 1379–1387. DOI: [10.1016/S0142-1123\(03\)00059-8](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(03)00059-8).
- Yamamoto Y., Ochi H., Sawai T., Ogawa K., Tsujino R., Yasutomi M. Tensile Strength and Fatigue Strength of Friction-Welded SUS304 Stainless Steel Joints-Evaluation of Joint Strength by Deformation Heat Input in Upset Stage and Upset Burn-Off Length. *Journal of the Society of Materials Science Japan*, 2004, vol. 53, no. 5, pp. 512–517. DOI: [10.2472/jsms.53.512](https://doi.org/10.2472/jsms.53.512).
- Paventhana R., Lakshminarayanan P.R., Balasubramanian V. Fatigue behaviour of friction welded medium carbon steel and austenitic stainless steel dissimilar joints. *Materials and Design*, 2011, vol. 32, no. 4, pp. 1888–1894. DOI: [10.1016/j.matdes.2010.12.011](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.12.011).
- Sahin M. Joining with friction welding of high speed and medium carbon steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, vol. 168, no. 2, pp. 168–202. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2004.11.015](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.11.015).
- Atamashkin A.S., Priymak E.Yu., Tulibaev E.S., Stepanchukova A.V. Endurance limit and mechanism of fracture of friction welded joints of exploration drill pipes in the conditions of multi-cycle fatigue. *Chernye metally*, 2021, no. 5, pp. 33–38. DOI: [10.17580/chm.2021.05.06](https://doi.org/10.17580/chm.2021.05.06).
- Belkahlia Y., Mazouzi A., Lebouachera S.E.I., Hassan A.J., Fides M., Hvizdoš P., Cheniti B., Miroud D. Rotary friction welded C45 to 16NiCr6 steel rods: statistical optimization coupled to mechanical and microstructure approaches. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 116, pp. 2285–2298. DOI: [10.1007/s00170-021-07597-z](https://doi.org/10.1007/s00170-021-07597-z).
- Selvamani S.T., Vigneshwar M., Nikhil M., Hariharan S.J., Palanikumar K. Enhancing the Fatigue Properties of Friction Welded AISI 1020 Grade Steel Joints using Post Weld Heat Treatment Process in Optimized Condition. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 16-2, pp. 1251–1258. DOI: [10.1016/j.matpr.2019.05.222](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.05.222).
- Mercan S., Aydin S., Özdemir N. Effect of welding parameters on the fatigue properties of dissimilar AISI 2205–AISI 1020 joined by friction welding. *International Journal of Fatigue*, 2015, vol. 81, pp. 78–90. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2015.07.023](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.07.023).
- Barrionuevo G.O., Mullo J.L., Ramos-Grez J.A. Predicting the ultimate tensile strength of AISI 1045 steel and 2017-T4 aluminum alloy joints in a laser-assisted rotary friction welding process using machine learning: a comparison with response surface methodology. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 116, pp. 1247–1257. DOI: [10.1007/s00170-021-07469-6](https://doi.org/10.1007/s00170-021-07469-6).
- Lukin V.I., Ovsepyan S.V., Kovalchuk V.G., Samorukov M.L. Features of rotary friction welding of high-temperature nickel alloy VZh175. *Trudy VIAM*, 2017, no. 12, pp. 3–12. DOI: [10.18577/2307-6046-2017-0-12-1-1](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2017-0-12-1-1).
- Fang Y., Jiang X., Mo D., Zhu D., Luo Z. A review on dissimilar metals' welding methods and mechanisms with interlayer. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 102, pp. 2845–2863. DOI: [10.1007/s00170-019-03353-6](https://doi.org/10.1007/s00170-019-03353-6).

22. Kuzmina E.A., Priymak E.Yu., Kirilenko A.S. Optimization of parameters of friction stir welded unlike joints of medium-carbon alloy steels 30KhGSA and 40KhMFA. *Metal Science and Heat Treatment*, 2023, vol. 64, no. 9-10, pp. 596–602. DOI: [10.1007/s11041-023-00855-9](https://doi.org/10.1007/s11041-023-00855-9).
23. Vill V.I. *Svarka metallov treniem* [Friction welding of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970. 176 p.
24. Priymak E.Yu., Lobanov M.L., Belikov S.V., Karabanalov M.S., Yakovleva I.L. Structure Formation Patterns and Crystallographic Texture in Welded Joints of Medium-Carbon Alloy Steels in the Process of Rotary Friction Welding. *Physics of Metals and Metallography*, 2022, vol. 123, no. 6, pp. 559–566. DOI: [10.1134/S0031918X22060126](https://doi.org/10.1134/S0031918X22060126).
25. Kuzmina E.A., Priymak E.Yu., Kirilenko A.S., Semka Ya.S. Influence of the heating force in rotational friction welding on mechanical properties and tensile fracture mechanism of dissimilar welded joints of 30KhGSA and 40KhMFA steels. *Chernye metally*, 2022, no. 12, pp. 49–57. DOI: [10.17580/chm.2022.12.07](https://doi.org/10.17580/chm.2022.12.07).
26. Atamashkin A.S., Priymak E.Yu. The influence of postweld tempering on mechanical behavior of friction welded joints of 32G2 and 40HN steels under high-cycle fatigue. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 3, pp. 7–18. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-7-18](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-7-18).

## Fatigue strength of 30ХГСА–40ХМФА welded joints produced by rotary friction welding

© 2023

**Elena Yu. Priymak**\*<sup>1,2,4</sup>, PhD (Engineering), Head of the Laboratory of Metal Science and Heat Treatment, assistant professor of Chair of Materials Science and Technology of Materials

**Elena A. Kuzmina**<sup>1</sup>, Head of Technical Department

**Sergey V. Gladkovskii**<sup>3,5</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), chief researcher

**Dmitry I. Vichuzhanin**<sup>3,6</sup>, PhD (Engineering), senior researcher

**Valeria E. Veselova**<sup>3,7</sup>, junior researcher

<sup>1</sup>ZBO Drill Industries, Inc., Orenburg (Russia)

<sup>2</sup>Orenburg State University, Orenburg (Russia)

<sup>3</sup>Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

\*E-mail: [elena-pijmak@yandex.ru](mailto:elena-pijmak@yandex.ru)

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4571-2410>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3542-6242>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4955-6435>

Received 02.11.2022

Accepted 16.02.2023

**Abstract:** Rotary friction welding (RFW) is used in the production of drill pipes for solid mineral prospecting. The need for the creation of the lightened drill strings for high-speed diamond drilling of ultradeep wells dictates the necessity of a greater focus on the study of a weld zone and setting the RFW technological parameters. This paper presents the results of experimental studies of a welded joint of a drill pipe of the H standard size according to ISO 10097, made of the 30ХГСА (pipe body) and 40ХМФА (tool joint) steels under the cyclic loads. The authors evaluated the influence of the force applied to the workpieces in the process of friction of the contacting surfaces (force during heating), and postweld tempering at a temperature of 550 °C on the cyclic life of welded joints, under the conditions of alternate tension-compression at the cycle amplitude stress of  $\pm 420$  MPa. The study determined that with an increase in the force during heating, the microstructure changes occur in the zone of thermomechanical influence, contributing to an increase in the fatigue strength of welded joints. The authors identified the negative effect of postweld tempering on the fatigue strength of welded joints, which is expressed in the decrease in the number of cycles before failure by 15–40 %, depending on the magnitude of the force during heating. The optimal RFW mode of the specified combination of steels is determined, which provides the largest number of cycles before failure: the force during heating (at friction)  $F_h=120$  kN, forging force  $F_{for}=160$  kN, rotational frequency during heating  $n=800$  Rpm, and upset during heating  $l=8$  mm. A series of fatigue tests have been carried out at various values of the cycle amplitude stress of the welded joint produced at the optimal mode and the 30ХГСА steel base metal; limited endurance curves have been plotted. It is shown that the differences in the limited endurance curves of the pipe body material (30ХГСА steel) and the welded joint are insignificant. The obtained results are supplemented by the microhardness measurement data and fractographs of fractured samples, revealing the mechanism of crack propagation under the cyclic loads.

**Keywords:** rotary friction welding; drill pipes; welded joint; fatigue strength; limited endurance curve; 30ХГСА steel; 40ХМФА steel.

**Acknowledgments:** The reported study was funded by RFBR according to the research project No. 20-38-90032.

To perform mechanical tests, the equipment of the “Plastometry” Core Facility Center of Institute of Engineering Science of the UB RAS was used.

**For citation:** Priymak E.Yu., Kuzmina E.A., Gladkovskii S.V., Vichuzhanin D.I., Veselova V.E. Fatigue strength of 30ХГСА–40ХМФА welded joints produced by rotary friction welding. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 1, pp. 69–81. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-1-69-81](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-1-69-81).