

## Влияние послесварочного отпуска на механическое поведение фрикционных сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН в условиях многоциклового усталости

© 2021

*Атамашкин Артем Сергеевич*<sup>\*1,3</sup>, аспирант*Приймак Елена Юрьевна*<sup>1,2,4</sup>, кандидат технических наук,  
доцент кафедры материаловедения и технологии материалов,

заведующий лабораторией металловедения и термической обработки

<sup>1</sup>Оренбургский государственный университет, Оренбург (Россия)<sup>2</sup>АО «Завод бурового оборудования», Оренбург (Россия)\*E-mail: [atamashkin2017@yandex.ru](mailto:atamashkin2017@yandex.ru)<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3727-8738><sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4571-2410>

**Аннотация:** На современных машиностроительных производствах все большее распространение получает соединение деталей посредством сварки трением как наиболее передовой производственный способ, отличающийся высокой производительностью, технологичностью, экономичностью и безопасностью и вместе с тем позволяющий получать высококачественные соединения из большого числа различных одноименных и разноименных металлов и сплавов. Несмотря на все эти преимущества, следует учитывать, что металл в процессе образования сварного соединения испытывает локальное термомеханическое воздействие, ввиду чего сварному соединению присущ градиентный характер структуры и остаточных напряжений. Эти факторы оказывают непосредственное влияние на работоспособность и живучесть конструкции в условиях действия усталостных нагрузок, являющихся наиболее частой причиной разрушения деталей. В работе приведена оценка влияния послесварочного отпуска на циклическую долговечность сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН, выполненных способом ротационной сварки трением. Проведены испытания лабораторных образцов со сварным соединением в условиях многоциклового усталости на испытательной машине типа НУ с двухопорным креплением вращающегося образца при действии постоянного крутящего момента. Выполнена статическая обработка полученных результатов циклической долговечности. На основании металлографического анализа выявлены уязвимые места в сварных соединениях, в которых произошло зарождение и развитие трещин усталости в исходном состоянии и после отпуска. Приведены фрагменты, иллюстрирующие механизм разрушения исследуемых образцов. Установлено влияние различных температурных режимов отпуска на циклическую долговечность исследуемых сварных соединений и характер их разрушения. Показано, что отпуск при температуре свыше 400 °С способствует ускорению разрушения в условиях воздействия усталостных нагрузок в связи с развитием процессов возврата и полигонизации в уязвимом участке зоны термомеханического влияния.

**Ключевые слова:** ротационная сварка трением (РСТ); сварное соединение; многоцикловая усталость; циклическая долговечность; зона термомеханического влияния (ЗТМВ); механизм разрушения; 32Г2; 40ХН.

**Благодарности:** Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90079.

Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021), Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

**Для цитирования:** 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.

### ВВЕДЕНИЕ

Проблема исследований усталостной прочности сварных соединений бурильных труб, применяемых в геологоразведочной отрасли, становится все более актуальной, так как требования к надежности данных труб возрастают в связи с ужесточением условий бурения за счет освоения новых месторождений, характеризующихся большей глубиной залегания пород. Бурильные трубы для геологоразведки отличаются отсутствием высаженных частей (толщина стенки в зоне сварного соединения замковой части с телом трубы равна толщине стенки трубы), что весьма затрудняет создание равнопрочных конструкций замковой части с телом

трубы. Возникновение усталостных нагрузок на бурильную трубу обусловлено воздействием знакопеременного изгибающего момента из-за искривления ствола скважины и действием центробежных сил при вращении колонны бурильных труб. Это, в свою очередь, вызывает научный интерес с позиции исследования механики и механизма разрушения сварного соединения, являющегося одним из наиболее уязвимых мест конструкции бурильной трубы.

Присоединение замковой части к телу бурильной трубы традиционно осуществляется посредством ротационной сварки трением (РСТ). Сварные соединения, выполненные фрикционными способами сварки, демонстрируют более высокие характеристики усталостной

прочности, чем сварные соединения, выполненные сваркой плавлением [1–3]. Характеристики усталостной прочности сварных соединений из аустенитной нержавеющей стали близки к характеристикам основного металла [4], а характеристики усталостной прочности сварных соединений из среднеуглеродистой стали с быстрорежущей сталью выше, чем основного металла среднеуглеродистой стали [5]. Образцы из ферритной нержавеющей стали AISI 409M, сваренные трением с перемешиванием, обладают более высоким усталостным сроком службы, чем основной материал, и улучшенной устойчивостью к распространению трещин [6].

Выявлено, что усталостная прочность существенным образом зависит от остаточных напряжений. На примере исследования фрикционного сварного соединения низкоуглеродистой трубной стали установлено, что остаточные напряжения замедляют скорость роста усталостной трещины на всех уровнях амплитуды приложенной интенсивности напряжений [7]. Перераспределение и релаксация остаточных напряжений происходят по мере роста трещины, постепенно уменьшая их влияние [7]. В работах [8–10] показано, что на усталостные свойства сварных соединений из алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, существенным образом влияют остаточные напряжения. Сжимающее остаточное напряжение задерживает рост трещины и увеличивает усталостную долговечность сварного соединения, а остаточное напряжение растяжения ускоряет распространение трещины [11–13]. При этом места максимального остаточного растягивающего напряжения различны для разных соединений сплавов.

Анализ источников позволил установить отсутствие прямых исследований усталостного поведения сварных соединений среднеуглеродистых сталей, выполненных ротационной сваркой трением. Неясна целесообразность проведения послесварочной термической обработки.

Сталь 32Г2 является наиболее экономичным материалом для изготовления трубной продукции. При оптимально подобранных режимах термической обработки она может обеспечивать группу прочности Л и М [14] согласно ГОСТ Р 50278-92. Сталь 40ХН является традиционным материалом для изготовления замковой части геологоразведочных бурильных труб стандарта ТБСУ [15].

В работе [16] показано, что отпуск сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН при температурах свыше 500 °С способствует ускоренному разрушению образца со сварным соединением при испытании на одноосное растяжение при снижении прочностных свойств при-

мерно на 10 %. Однако исследования остаточных напряжений данного сварного соединения свидетельствуют о благоприятном воздействии послесварочного отпуска ввиду релаксации напряжений в сварном шве [17], что может положительно сказаться на усталостных характеристиках. Такая тенденция выявлена в исследованиях фрикционного сварного соединения низкоуглеродистой стали [18].

Цель исследования – оценка влияния послесварочного отпуска на механическое поведение и механизм разрушения фрикционных сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН, предназначенных для производства геологоразведочных бурильных труб.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Фактический химический состав исследуемых материалов представлен в таблице 1.

Сварка трением была произведена на сварочной машине Thompson-60 (Великобритания) по следующему режиму: давление трения (разогрева) 60 МПа, давление проковки 130 МПа, частота вращения при разогреве 800 об/мин, заданная величина осадки 8 мм. Данный режим сварки способствует получению механических свойств, сопоставимых с материалом стали 32Г2 (таблица 2), и обеспечивает предел выносливости образцов со сварным соединением без последующей термической обработки на уровне 0,43–0,47 от временного сопротивления стали 32Г2 [19].

Свариваемые трубные заготовки имели диаметр 73 мм и толщину стенки 12 мм. Выбор указанного типоразмера заготовок диктуется необходимостью изготовления сплошных цилиндрических образцов со сварным соединением для проведения усталостных испытаний, имеющих диаметр захватной части 7,5 мм. Образцы для испытаний на усталость принадлежали типу II согласно ГОСТ 25502 и имели диаметр рабочей части 5 мм, длину рабочей части 50 мм, диаметр захватной части 7,5 мм (рис. 1).

Термическая обработка сварных заготовок осуществлялась в лабораторных условиях в муфельной печи SNOL при температурах 400, 500 и 600 °С с выдержкой в течение 1 ч и охлаждением на воздухе.

Испытания на многоцикловую усталость проводили на испытательной машине типа НУ с двухпорным креплением вращающегося образца при действии постоянного крутящего момента. Такая схема нагружения позволяет выявить наиболее слабые участки зоны сварного соединения, так как нагрузка распределяется равномерно по всей длине рабочей части образца. Схема испытательной машины приведена на рис. 2. Нагрузка

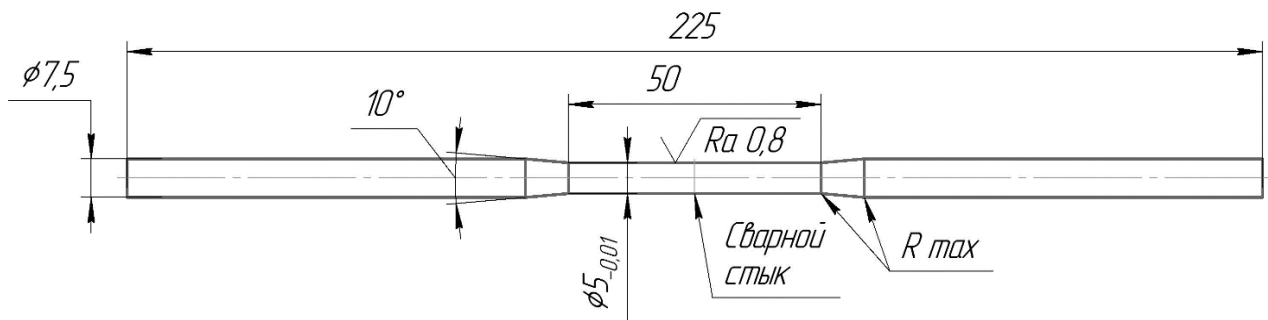
**Таблица 1.** Химический состав материала тела бурильной трубы и замковой части  
**Table 1.** Chemical composition of the material of the drilling pipe body and the pull end

Материал	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
32Г2 (тело трубы)	0,32	1,38	0,24	0,002	0,007	0,09	0,11	0,14	0,02
40ХН (замковая часть)	0,37	0,58	0,28	0,005	0,006	0,54	1,11	–	0,07

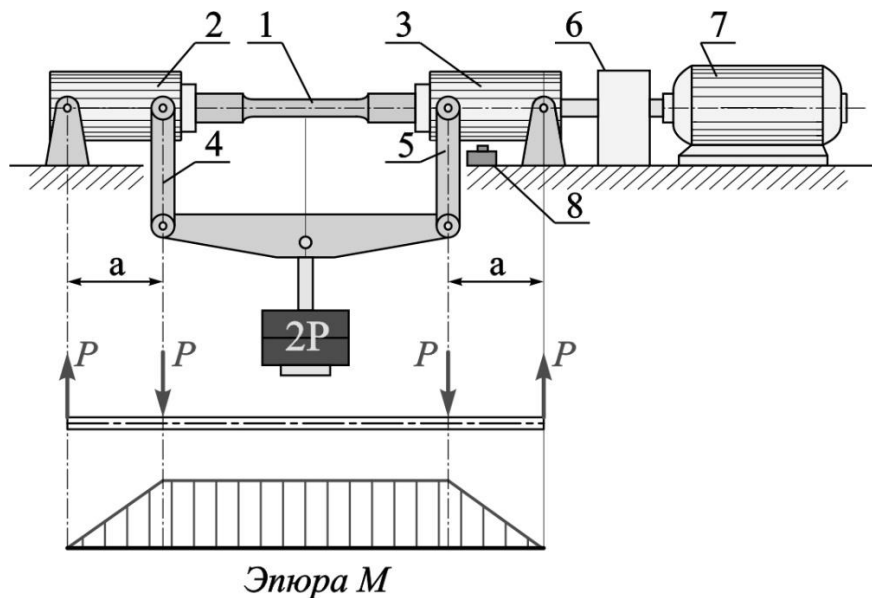
**Таблица 2.** Механические свойства сталей 32Г2 и 40ХН, а также сварного соединения на их основе, полученные при испытании на статическое растяжение  
**Table 2.** Mechanical properties of 32G2 and 40HN steels and the welded joint on their base produced during static tension tests

Характеристика образца*	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_5$ , %
Основной металл 32Г2	774–792	878–905	14,3–14,9
Основной металл 40ХН	788–806	972–994	15,0–15,1
Сварное соединение	769–788	874–889	10,0–10,1

\*Образцы для механических испытаний на растяжение как материала тела трубы, так и сварного соединения выполнены в соответствии с ГОСТ 10006-80 «Трубы металлические. Методы испытания на растяжение».



**Рис. 1.** Образец со сварным соединением, предназначенный для усталостных испытаний  
**Fig. 1.** Specimen with welded joint used for fatigue tests



**Рис. 2.** Машина для испытаний вращающегося образца под действием постоянного крутящего момента:  
 1 – образец; 2, 3 – захваты шпинделей; 4, 5 – серьги, передающие усилие к образцу; 6 – счетчик;  
 7 – электродвигатель; 8 – контакт для автоматического отключения двигателя в случае поломки образца  
**Fig. 2.** The machine for testing a revolving specimen under the action of even twisting moment:  
 1 – specimen; 2, 3 – spindle grabs; 4, 5 – links transmitting the loads to a specimen; 6 – counter device;  
 7 – electric motor; 8 – a contact for engine automatic disconnection in the case of the specimen fracture

на образец обеспечивается непосредственно сменными грузами. Как видно из эпюры изгибающих моментов, средний рабочий участок образца испытывает чистый изгиб. В процессе испытаний воспроизводится симметричный цикл нагружения с постоянными амплитудными значениями напряжений при синусоидальной форме цикла. Коэффициент асимметрии цикла  $R=-1$ . Частота вращения образца составила 3000 об/мин. Число пройденных циклов регистрировалось счетчиком.

В ходе испытаний определялся параметр циклической долговечности сварных соединений в исходном состоянии и после проведения отпуска при одном уровне амплитуды максимальных напряжений  $\sigma_a=485$  МПа. Испытывалось по 15 образцов сварных соединений в исходном состоянии и после различных температур отпуска. Обработку результатов испытаний и построение кривых распределения долговечности осуществляли по методике, представленной в ГОСТ 25502.

Для определения фронта распространения трещины относительного сварного стыка были проведены металлографические исследования поперечного сечения разрушенных образцов со сварным соединением в исходном состоянии и после отпуска при температуре 600 °С с использованием оптического микроскопа Nikon ECLEPSE MA 10. Твердость измеряли на

приборе HVS-1000 при нагрузке 2 Н. Фрактографический анализ испытанных образцов осуществляли на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6460LV.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В таблице 3 приведены результаты усталостных испытаний исследуемых образцов. Полученные кривые распределения долговечности представлены на рис. 3. Статистические характеристики экспериментальных данных долговечности указаны в таблице 4.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

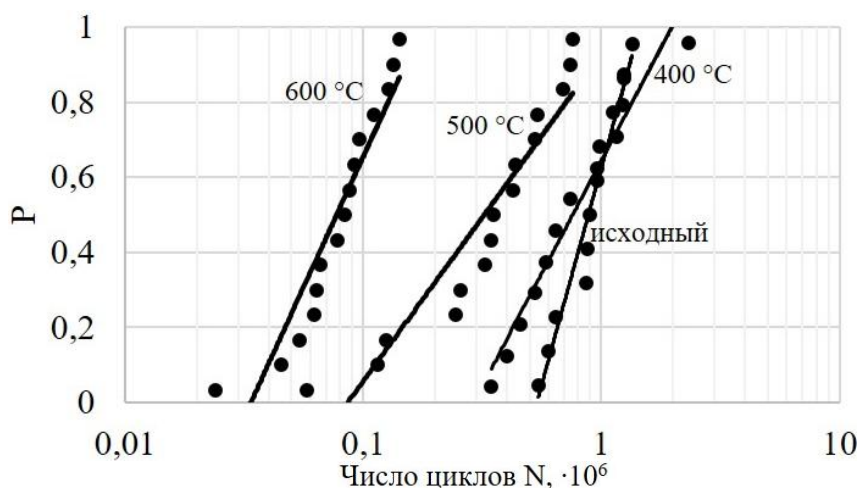
Анализируя полученные результаты, можно сказать, что в исходном состоянии и после отпуска сварных соединений при температуре 400 °С циклическая долговечность образцов находится на одном уровне, о чем наглядно свидетельствует доверительный интервал математического ожидания логарифма данной величины. При этом при отпуске при температуре 400 °С наблюдается наименьший разброс полученных значений долговечности, что, возможно, связано с частичным снятием остаточных напряжений.

**Таблица 3.** Результаты усталостных испытаний сварных образцов в сочетании сталей 32Г2 и 40ХН в исходном состоянии после сварки и после отпуска при различных температурах при  $\sigma_a=485$  МПа  
**Table 3.** The results of fatigue tests of welded specimens in the combination of 32G2 and 40HN steels in the initial state after welding and after tempering at different temperatures at  $\sigma_a=485$  MPa

№	Без отпуска	Отпуск 400 °С	Отпуск 500 °С	Отпуск 600 °С
	Число циклов до разрушения $N$ , $10^6$			
1	0,345	0,544	0,058	0,024
2	0,399	0,596	0,115	0,045
3	0,456	0,644	0,125	0,054
4	0,524	0,869	0,245	0,062
5	0,583	0,878	0,256	0,064
6	0,644	0,899	0,324	0,066
7	0,737	0,958	0,345	0,078
8	0,957	0,987	0,354	0,084
9	1,158	1,115	0,425	0,088
10	1,234	1,245	0,438	0,092
11	1,239	1,348	0,524	0,096
12	2,337	10*	0,536	0,111
13	10*	10*	0,689	0,128
14	10*	10*	0,742	0,134
15	10*	10*	0,758	0,142

\*Образцы не разрушились.





**Рис. 3.** Кривые распределения долговечности образцов со сварным соединением сталей 32Г2 и 40ХН в исходном состоянии и после отпуска при различных температурах ( $\sigma_a=485$  МПа)  
**Fig. 3.** Durability distribution curves of specimens with welded junction of 32G2 and 40HN steels in the initial state after welding and after tempering at different temperatures ( $\sigma_a=485$  MPa)

**Таблица 4.** Статистические характеристики экспериментальных данных долговечности фрикционных сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН, полученных при испытаниях на многоцикловую усталость при  $\sigma_a=485$  МПа  
**Table 4.** Statistical characteristics of experimental data on durability of frictional welded joints of 32G2 and 40HN steels obtained during high-cycle fatigue tests at  $\sigma_a=485$  MPa

Состояние образца	Выборочное среднее $\overline{\lg N}$	Дисперсия $S^2$	Доверительный интервал для математического ожидания $a$ при вероятности 90 %	Доверительный интервал для генеральной дисперсии $\sigma^2$ при вероятности 90 %
Исходный	5,88	0,060	$5,75 < a < 6,01$	$0,025 < \sigma^2 < 0,144$
Отпуск 400 °С	5,95	0,016	$5,88 < a < 6,02$	$0,008 < \sigma^2 < 0,041$
Отпуск 500 °С	5,27	0,104	$5,12 < a < 5,42$	$0,061 < \sigma^2 < 0,221$
Отпуск 600 °С	4,63	0,041	$4,54 < a < 4,72$	$0,024 < \sigma^2 < 0,087$

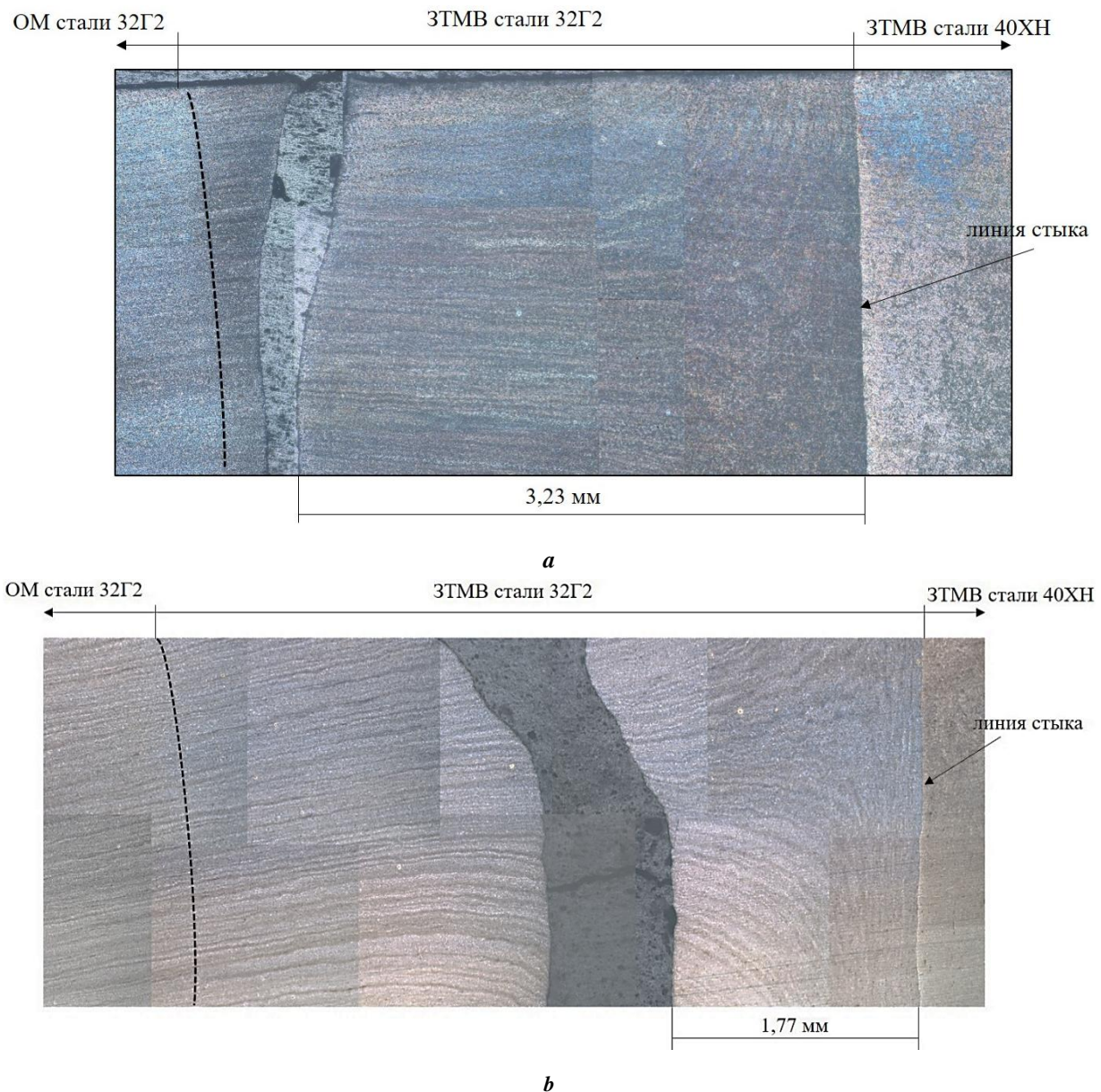
С повышением температуры отпуска циклическая долговечность образцов снижается. При отпуске при 600 °С ее значения существенно уступают значениям долговечности сварного соединения в исходном состоянии. При этом разброс полученных значений невелик по сравнению с исходным состоянием при достаточно узком доверительном интервале генеральной дисперсии.

Таким образом, можно с достоверной вероятностью заключить, что отпуск сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН свыше температуры 400 °С способствует снижению усталостной прочности данных сварных соединений.

Рассмотрим микроструктурные особенности разрушенных образцов сварных соединений (рис. 4). Рис. 4 а наглядно демонстрирует, что зарождение и развитие трещины исходного образца наблюдается на периферийных участках зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) стали 32Г2 на расстоянии 3,23 мм от сварного

стыка. Данные области характеризуются образованием мелкодисперсной феррито-цементитной смеси в результате процессов динамической рекристаллизации, развивающихся в приконтактных областях заготовок при сварке [20]. Зарождение и развитие трещины в образце сварного соединения, подвергнувшегося отпуску при 600 °С, наблюдается в участках, находящихся на расстоянии 1,77 мм от сварного стыка, при этом в микроструктуре выявляется характерная полосчатость, обусловленная структурной наследственностью горячекатанной трубной заготовки стали 32Г2.

Рассмотрим характер распределения микротвердости исследуемых образцов (рис. 5). В исходном состоянии сварное соединение характеризуется значительной структурной неоднородностью, вызванной образованием закалочных структур привариваемых сталей в приконтактных зонах, что повлекло за собой повышенные значения твердости в этих областях (415–460 HV 0,2 в стали 40ХН и 277–358 HV 0,2 в стали 32Г2). Наряду



**Рис. 4.** Микроструктура разрушенных образцов сварных соединений после испытаний на циклическую долговечность:  
**a** – сварной образец без термической обработки ( $N=0,957 \cdot 10^6$  циклов);  
**b** – сварной образец после отпуска при температуре 600 °С ( $N=0,066 \cdot 10^6$  циклов)  
**Fig. 4.** The microstructure of fractured specimens of welded joints after cyclic life tests:  
**a** – welded specimen without thermal treatment ( $N=0.957 \cdot 10^6$  cycles);  
**b** – welded specimen after tempering at the temperature of 600 °С ( $N=0.066 \cdot 10^6$  cycles)

с упрочненными участками на периферийных участках ЗТМВ обеих сталей наблюдается разупрочнение по сравнению с основным металлом привариваемых материалов. ЗТМВ стали 32Г2 характеризуется наименьшей микротвердостью разупрочненного участка в диапазоне 224–246 HV 0,2 (микротвердость основного металла стали 32Г2 находится на уровне 272–288 HV 0,2).

Отпуск сварного соединения при температуре 600 °С способствовал как снижению микротвердости упрочненных участков вблизи сварного стыка, так и дополнительному разупрочнению периферийных участков ЗТМВ. Это объясняется распадом термодинамически неустойчивых закалочных структур в приконтактных зонах, а также развитием процессов возврата и полигонизации по всей протяженности ЗТМВ. Минималь-

ные значения микротвердости в диапазоне 202–215 HV отмечаются в ЗТМВ стали 32Г2. Вблизи этих участков и произошло образование и развитие трещины усталости.

Полученные результаты согласуются с ранее проведенными исследованиями при испытании сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН на статическое одноосное растяжение. Было установлено, что отпуск сварных соединений данного сочетания сталей способствует снижению деформационной способности образца в целом и смещению места разрушения ближе к сварному стыку по сравнению с исходным состоянием [16].

Фрактографические особенности разрушенных образцов представлены на рис. 6 и рис. 7. Анализируя полученные фрактограммы, можно отметить идентичный характер усталостных изломов исследуемых

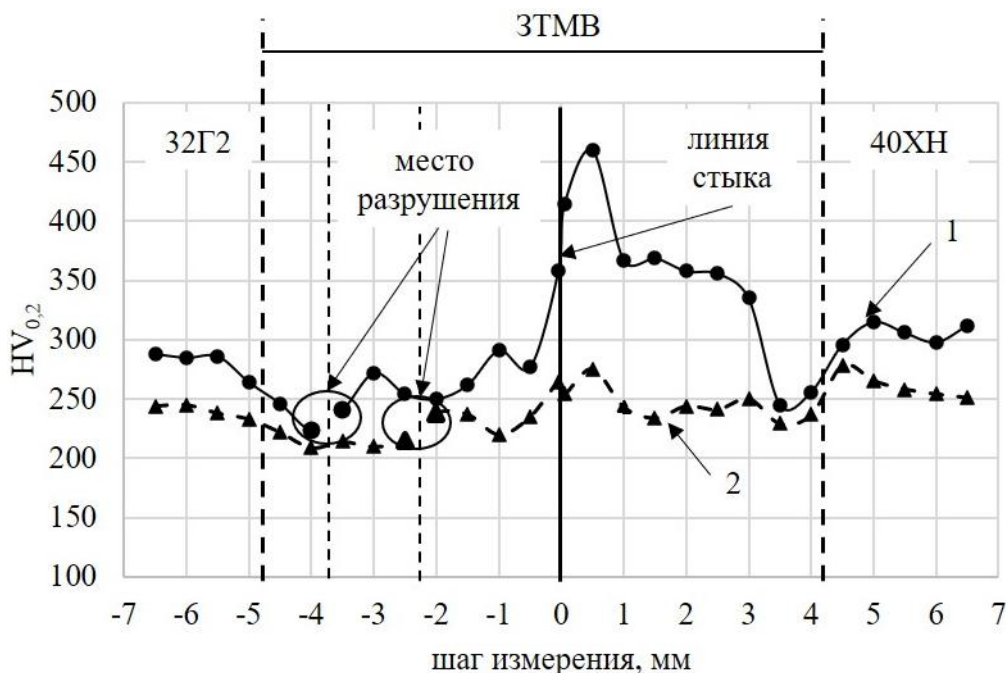


Рис. 5. Распределение микротвердости в исследуемых образцах сварных соединений сталей 32Г2-40ХН после испытаний на многоцикловую усталость:

1 – сварной образец без термической обработки ( $N=0,957 \cdot 10^6$  циклов);

2 – сварной образец после отпуска при температуре  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $N=0,066 \cdot 10^6$  циклов)

Fig. 5. Microhardness distribution in test specimens of welded joints of 32G2-40HN steels after high-cycle fatigue tests:

1 – welded specimen without thermal treatment ( $N=0,957 \cdot 10^6$  cycles);

2 – welded specimen after tempering at the temperature of  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $N=0,066 \cdot 10^6$  cycles)

образцов, выявляемый при небольшом увеличении. В обоих случаях изломы характеризуются наличием на их поверхности характерных усталостных зон, которые отражают стадийность усталостного разрушения: зону стабильного роста трещины (позиция 1), зону ускоренного роста трещины (позиция 2) и зону окончательного долома (позиция 3).

При подробном исследовании каждой из зон при большем увеличении видно, что вблизи очага разрушения зоны стабильного роста трещины изломы исследуемых образцов имеют схожее строение. Поверхность этой зоны гладкая, притертая в результате наклепа, вызываемого повторяющимися нажатиями двух поверхностей (рис. 6 б, рис. 7 б). В изломе образца сварного соединения без отпуска в микрорельефе достаточно отчетливо выявляются характерные усталостные бороздки, в то время как у отпущенного образца наблюдается более сглаженный микрорельеф.

Зона ускоренного роста трещины образована транс-кристаллитным разрушением (рис. 6 с, рис. 7 с). В обоих образцах иногда встречаются мелкие вторичные трещины, перпендикулярные направлению роста магистральной трещины, которые образуются в материале в результате локальной релаксации напряжений. Однако трещины неветвящиеся, что характерно для вязких материалов. Микрорельеф сварного соединения в этой зоне представлен фасетками квазискола со слаборазличимыми усталостными бороздками. Такой микрорельеф отличается хорошо развитой пластической деформацией.

Существенных отличий в микрорельефе сравниваемых образцов не выявлено.

Зона долома в обоих образцах представляет собой совокупность ямок, вытянутых в направлении разрушения (равноосные ямки и ямки сдвига) (рис. 6 д, рис. 7 д). Таким образом, финал разрушения в обоих образцах происходит полностью по вязкому механизму.

Резюмируя вышеприведенный фрактографический анализ, можно заключить, что существенных отличий в механизме разрушения образца после сварки и после отпуска при  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  не выявлено. Характер разрушения смешанный, сочетающий в себе как элементы хрупкого, так и вязкого разрушения.

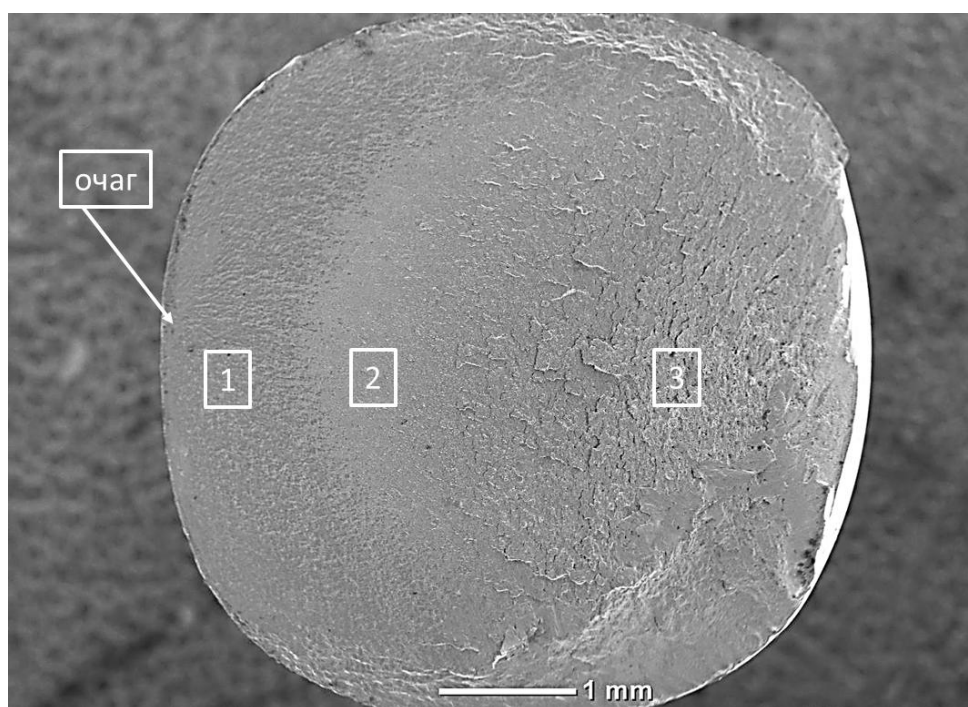
## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Послесварочный отпуск сварного соединения сталей 32Г2 и 40ХН, выполненного способом РСТ, при температуре свыше  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  способствует ускорению разрушения в условиях воздействия усталостных нагрузок.

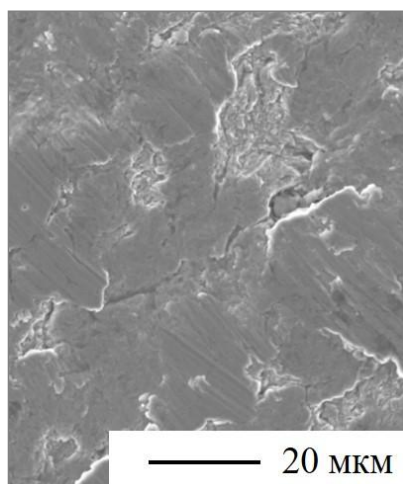
2. Снижение циклической долговечности с повышением температуры отпуска исследуемого сочетания сталей связано с дополнительным разупрочнением ЗТМВ в результате развития процессов возврата и полигонизации структуры, образованной в процессе термомеханического воздействия при сварке.

3. Наиболее уязвимым местом зоны сварного соединения исследуемого сочетания сталей является ЗТМВ стали 32Г2. При этом в результате послесварочного

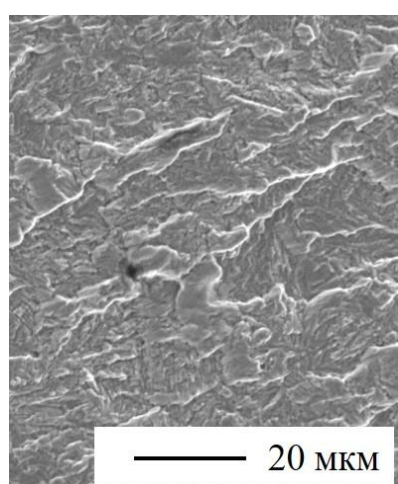




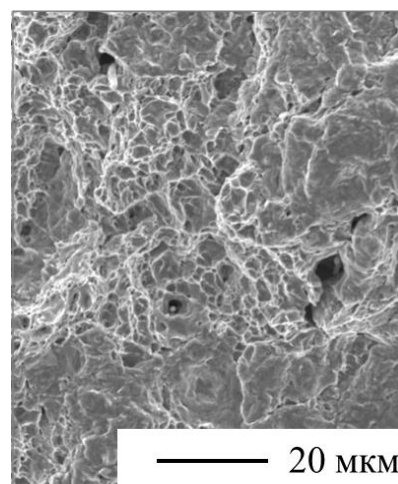
*a*



*b*



*c*



*d*

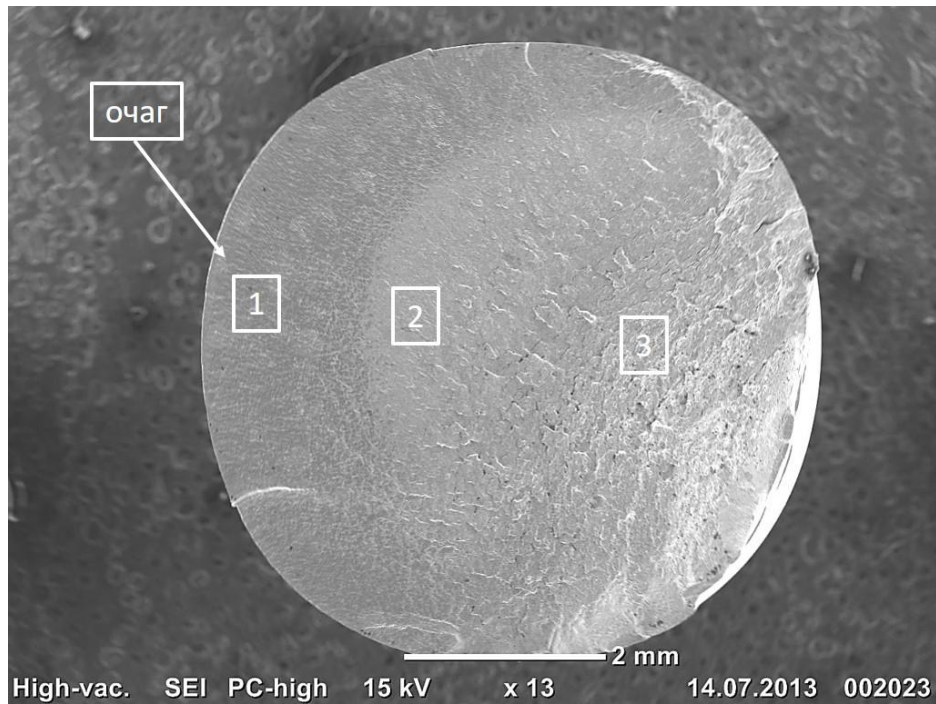
**Рис. 6.** Фрактограммы сварного образца сталей 32Г2-40ХН после испытаний на усталость ( $N=0,957 \cdot 10^6$  циклов до разрушения):

*a* – макрофрактограмма; *b* – зона стабильного роста трещины;

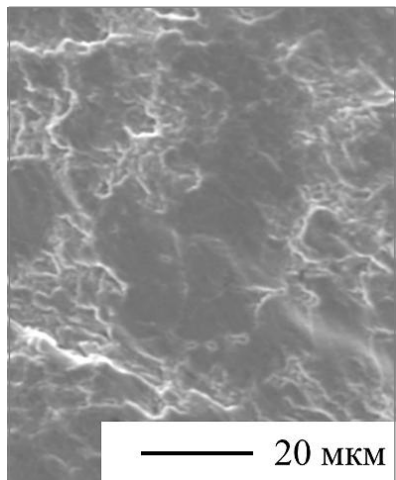
*c* – зона ускоренного роста трещины; *d* – зона долома

**Fig. 6.** Fractographs of welded joint of 32G2-40HN steels after fatigue tests ( $N=0.957 \cdot 10^6$  cycles until fracture):

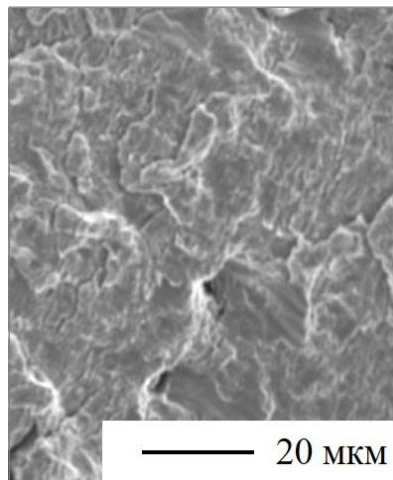
*a* – macrofractograph; *b* – crack stable growth zone; *c* – crack accelerated growth zone; *d* – rupture area



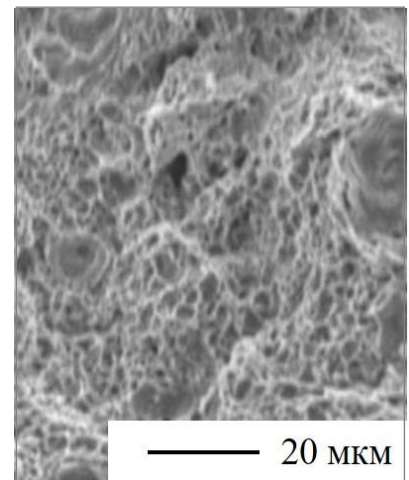
*a*



*b*



*c*



*d*

**Рис. 7.** Фрактограммы сварного образца сталей 32Г2-40ХН после испытаний на усталость ( $N=0,066 \cdot 10^6$  циклов), подвергнутому отпуску при температуре 600 °С:

*a* – макрофрактограмма; *b* – зона стабильного роста трещины;

*c* – зона ускоренного роста трещины; *d* – зона долома

**Fig. 7.** Fractographs of welded specimen of 32G2-40HN steels after fatigue tests ( $N=0.066 \cdot 10^6$  cycles) subjected to tempering at the temperature of 600 °C: *a* – microfractograph;

*b* – crack stable growth zone; *c* – crack accelerated growth zone; *d* – rupture area

нагрева место зарождения и развития трещины усталости смещается ближе к сварному стыку ввиду увеличения протяженности разрушенной зоны.

4. По результатам фрактографического анализа установлено отсутствие существенных различий в механизмах усталостного разрушения образца после сварки и после отпуска при 600 °С.

5. Послесварочная термическая обработка сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН, выполненных способом РСТ, не требуется, так как она способствует снижению усталостной прочности конструкции со сварным соединением.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- McPherson N.A., Galloway A.M., Cater S.R., Hambling S.J. Friction stir welding of thin DH36 steel plate // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2013. Vol. 18. № 5. P. 441–450.
- Baillie P., Campbell S., Galloway A., Cater S., McPherson N. A Comparison of Double Sided Friction Stir Welding in Air and Underwater for 6mm S275 Steel Plate // *International Journal of Chemical, Molecular, Nuclear, Materials and Metallurgical Engineering*. 2014. Vol. 8. P. 651–655.
- 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.
- Ochi H., Ogawa K., Sawai T., Yamamoto Y., Tsujino R., Suga Y. Evaluation of tensile strength and fatigue strength of SUS304 stainless steel friction welded joints // *Proceedings of the Thirteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*. USA, 2003. P. 25–30.
- 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.
- Lakshminarayanan A.K., Balasubramanian V. Assessment of fatigue life and crack growth resistance of friction stir welded AISI 409M ferritic stainless steel joints // *Materials Science and Engineering A*. 2012. Vol. 539. P. 143–153.
- Sowards J.W., Chaupel-Herold T., McColskey J.D., Pereira V.F., 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.
- Abdulstaar M.A., Al-Fadhlah 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.
- Tan Y.B., Wang X.M., Ma M., Zhang J.X., Liu W.C., Fu R.D., Xiang S. A study on microstructure and mechanical properties of AA 3003 aluminum alloy joints by underwater friction stir welding // *Materials Characterization*. 2017. Vol. 127. P. 41–52.
- Fratini L., Pasta S., Reynolds A.P. Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stirwelded joints: Longitudinal residual stress and microstructural effects // *International Journal of Fatigue*. 2009. Vol. 31. № 3. P. 495–500.
- Sun T., Reynolds A.P., Roy M.J., Withers P.J., Prangnell P.B. The effect of shoulder coupling on the residual stress and hardness distribution in AA7050 friction stir butt welds // *Materials Science and Engineering A*. 2018. Vol. 735. P. 218–227.
- Xu W., Liu J., Zhu H. Analysis of residual stresses in thick aluminum friction stir welded butt joints // *Materials and Design*. 2011. Vol. 32. № 4. P. 2000–2005.
- Jamshidi A.H. Microstructure and residual stress distributions in friction stir welding of dissimilar aluminium alloys // *Materials and Design*. 2015. Vol. 87. P. 405–413.
- Ивашко В.В., Кириленко О.М., Вегера И.И., Семенов Д.А. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и механические свойства горячекатаных труб, изготовленных из стали 32Г2 // *Литье и металлургия*. 2011. № 4. С. 108–114.
- ГОСТ Р 51245-99. Трубы бурильные стальные универсальные. Общие технические условия. М.: Издательство стандартов, 1999. 15 с.
- Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю., Фирсова Н.В. Влияние послесварочного отпуска на механическое поведение фрикционных сварных соединений среднеуглеродистых сталей при испытании на одноосное растяжение // *Вопросы материаловедения*. 2020. № 2. С. 40–49.
- Priymak E., Boumerzoug Z., Stepanchukova A., Ji V. Residual Stresses and Microstructural Features of Rotary-Friction-Welded from Dissimilar Medium Carbon Steels // *Physics of Metals and Metallography*. 2020. Vol. 121. № 13. P. 1339–1346.
- 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 // *Materials Today: Proceedings*. 2019. Vol. 16. P. 1251–1258.
- Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю., Тулибаев Е.С., Степанчукова А.В. Предел выносливости и механизм разрушения фрикционных сварных соединений геологоразведочных бурильных труб в условиях многоциклового усталости // *Черные металлы*. 2021. № 5. С. 33–38.
- Priymak E.Y., Yakovlev I.L., Atamashkin A.S., Stepanchukova A.V. Evolution of Microstructure in the Thermomechanically Affected Zone of Welded Joints of Medium-Carbon Steels in the Process of Rotary Friction Welding // *Metal Science and Heat Treatment*. 2021. Vol. 62. № 11-12. P. 731–737.

## REFERENCES

- McPherson N.A., Galloway A.M., Cater S.R., Hambling S.J. Friction stir welding of thin DH36 steel plate. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2013, vol. 18, no. 5, pp. 441–450.
- Baillie P., Campbell S., Galloway A., Cater S., McPherson N. A Comparison of Double Sided Friction Stir Welding in Air and Underwater for 6mm S275



- Steel Plate. *International Journal of Chemical, Molecular, Nuclear, Materials and Metallurgical Engineering*, 2014, vol. 8, pp. 651–655.
3. 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.
  4. Ochi H., Ogawa K., Sawai T., Yamamoto Y., Tsujino R., Suga Y. Evaluation of tensile strength and fatigue strength of SUS304 stainless steel friction welded joints. *Proceedings of the Thirteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*. USA, 2003, pp. 25–30.
  5. 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.
  6. Lakshminarayanan A.K., Balasubramanian V. Assessment of fatigue life and crack growth resistance of friction stir welded AISI 409M ferritic stainless steel joints. *Materials Science and Engineering A*, 2012, vol. 539, pp. 143–153.
  7. Sowards J.W., Chaupel-Herold T., McColskey J.D., Pereira V.F., 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.
  8. Abdulstaar M.A., Al-Fadhlah 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.
  9. Tan Y.B., Wang X.M., Ma M., Zhang J.X., Liu W.C., Fu R.D., Xiang S. A study on microstructure and mechanical properties of AA 3003 aluminum alloy joints by underwater friction stir welding. *Materials Characterization*, 2017, vol. 127, pp. 41–52.
  10. Fratini L., Pasta S., Reynolds A.P. Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stirwelded joints: Longitudinal residual stress and microstructural effects. *International Journal of Fatigue*, 2009, vol. 31, no. 3, pp. 495–500.
  11. Sun T., Reynolds A.P., Roy M.J., Withers P.J., Prangnell P.B. The effect of shoulder coupling on the residual stress and hardness distribution in AA7050 friction stir butt welds. *Materials Science and Engineering A*, 2018, vol. 735, pp. 218–227.
  12. Xu W., Liu J., Zhu H. Analysis of residual stresses in thick aluminum friction stir welded butt joints. *Materials and Design*, 2011, vol. 32, no. 4, pp. 2000–2005.
  13. Jamshidi A.H. Microstructure and residual stress distributions in friction stir welding of dissimilar aluminium alloys. *Materials and Design*, 2015, vol. 87, pp. 405–413.
  14. Ivashko V.V., Kirilenko O.M., Vegeera I.I., Semenov D.A. Investigation of influence of regimes of thermal processing on structure and mechanical characteristics of hot-rolled tubes, produced of steel 32G2. *Lite i metallurgiya*, 2011, no. 4, pp. 108–114.
  15. GOST R 51245-99. *Truby burilnye stalnye universalnye. Obshchie tekhnicheskie usloviya* [Steel universal drill rods. General specifications]. Moscow, Izdatelstvo standartov Publ., 1999. 15 p.
  16. Atamashkin A.S., Priymak E.Yu., Firsova N.V. Influence of post-welding tempering on mechanical behavior of friction welded joints from medium-carbon steels during tensile test. *Voprosy materialovedeniya*, 2020, no. 2, pp. 40–49.
  17. Priymak E., Boumerzoug Z., Stepanchukova A., Ji V. Residual Stresses and Microstructural Features of Rotary-Friction-Welded from Dissimilar Medium Carbon Steels. *Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121, no. 13, pp. 1339–1346.
  18. 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. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 16, pp. 1251–1258.
  19. Atamashkin A.S., Priymak E.Yu., Tulibaev E.S., Stepanchukova A.V. Fatigue limit and rupture mechanism of welded joints of geological-prospecting drilling pipes under high-cycle fatigue. *Chernye metally*, 2021, no. 5, pp. 33–38.
  20. Priymak E.Y., Yakovlev I.L., Atamashkin A.S., Stepanchukova A.V. Evolution of Microstructure in the Thermomechanically Affected Zone of Welded Joints of Medium-Carbon Steels in the Process of Rotary Friction Welding. *Metal Science and Heat Treatment*, 2021, vol. 62, no. 11-12, pp. 731–737.

## The influence of postweld tempering on mechanical behavior of friction welded joints of 32G2 and 40HN steels under high-cycle fatigue

© 2021

Artem S. Atamashkin\*<sup>1,3</sup>, postgraduate studentElena Yu. Priymak<sup>1,2,4</sup>, PhD (Engineering),assistant professor of Chair of Materials Science and Materials Technology,  
Head of the Laboratory of General Metallurgy and Thermal Treatment<sup>1</sup>Orenburg State University, Orenburg (Russia)<sup>2</sup>ZBO Drill Industries, Inc., Orenburg (Russia)

\*E-mail: atamashkin2017@yandex.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3727-8738><sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4571-2410>

**Abstract:** At modern mechanical facilities, the friction-welded joints are getting widespread as the most advanced production technique characterized by high efficiency, processability, cost-effectiveness, and safety. Moreover, it allows producing high-quality joints of a large number of different analogous and opposite metals and alloys. Despite all these



advantages, one should consider that metal, in the process of welded joint formation, suffers a local thermo-deformational effect, which causes the gradient nature of the structure and residual strains of a welded joint. These factors directly influence the structure's working ability and durability under fatigue loads, which are the most common cause for parts failure. The paper contains the assessment of the post-weld tempering influence on the cyclic life of welded joints of 32G2 and 40HN steels produced using the rotational friction welding technique. The authors tested laboratory specimens with welded joints under the high-cycle fatigue using the simulation machine with the two-point fastening of a revolving specimen under the action of even twisting moment. The study involved the statistical processing of the obtained results of cyclic life. Based on the metallographic analysis, the authors identified the weak points in welded points where the fatigue cracks initiation and progress occurred in the initial state and after tempering. The paper presents the fractographs illustrating the fracture mechanism of specimens under the study. The authors identified the influence of different tempering temperature modes on the cyclic life of the studied welded joints and the nature of their fracture. The study shows that tempering at the temperature over 400 °C promotes fracture acceleration under the effect of fatigue loads due to the development of return and polygonization processes in the vulnerable area of the thermomechanical action zone.

**Keywords:** rotational friction welding (RFW); welded joint; high-cycle fatigue; cyclic life; thermomechanical effect zone (TMEZ); fracture mechanism; 32G2; 40HN.

**Acknowledgments:** The reported study was funded by RFBR, project number 19-38-90079.

The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021), Togliatti, September 13–17, 2021.

**For citation:** 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.