

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)
УДК 621.791.05:622.24.053.6
DOI: 10.18503/1995-2732-2025-23-3-129-140



УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ

Атамашкин А.С.¹, Приймак Е.Ю.^{1,2}, Исаева А.В.^{1,2}, Тулибаев Е.С.^{1,2}, Сёмка Я.С.¹

¹Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

²АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия

Аннотация. Исследовано усталостное поведение сварных соединений бурильных труб, полученных ротационной сваркой трением, из сталей 32Г2, 32ХГМА (тело трубы) и 40ХН2МА (замковая часть) в состоянии после сварки и после отпуска при температуре 550°C. Испытания на усталость проводились на цилиндрических образцах со сварным соединением с двухопорным креплением вращающегося образца при знакопеременном изгибе с вращением, что позволило выявить наиболее слабую зону в образце. Полученные значения предела выносливости сварных соединений сопоставлялись со значениями предела выносливости цельных образцов из базовых сталей тела бурильной трубы – 32Г2 и 32ХГМА. Установлено, что сварное соединение сталей 32Г2-40ХН2МА уступает по пределу выносливости базовой стали 32Г2 на 15% в исходном состоянии и на 28% после отпуска, в то время как сварное соединение сталей 32ХГМА-40ХН2МА обладает усталостной прочностью как в исходном состоянии, так и после отпуска, соизмеримой с базовой сталью 32ХГМА. Результаты исследований дополнены металлографическим анализом микроструктуры сварных соединений. На основании результатов исследований с помощью EBSD-анализа установлены микроструктурные особенности уязвимых периферийных участков зоны сварочного воздействия, контролирующие сопротивление усталостным нагрузкам.

Ключевые слова: ротационная сварка трением, среднеуглеродистые стали, сварное соединение, зона термомеханического влияния, усталостная прочность, предел выносливости

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-01311, <https://rscf.ru/project/23-79-01311/>

© Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю., Исаева А.В., Тулибаев Е.С., Сёмка Я.С., 2025

Для цитирования

Усталостная прочность сварных соединений высокопрочных бурильных труб / Атамашкин А.С., Приймак Е.Ю., Исаева А.В., Тулибаев Е.С., Сёмка Я.С. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2025. Т. 23. №3. С. 129-140. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-3-129-140>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

FATIGUE STRENGTH OF WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH DRILL PIPES

Atamashkin A.S.¹, Priymak E.Y.^{1,2}, Isaeva A.V.^{1,2}, Tulibaev E.S.^{1,2}, Semka Y.S.¹¹FSBEI HE Orenburg State University, Orenburg, Russia²ZBO Drill Industries, Orenburg, Russia

Abstract. The fatigue behavior of welded joints of drill pipes obtained by rotary friction welding from 32G2, 32KhGMA (pipe body) and 40KhN2MA (tool joint part) steels in the state after welding and after tempering at a temperature of 550°C. Fatigue tests were carried out on cylindrical samples with a welded joint with a two-support mounting of a rotating sample with alternating bending with rotation, which made it possible to identify the weakest zone in the sample. The obtained values of the endurance limit of welded joints were compared with the values of the endurance limit of solid samples from the 32G2 and 32KhGMA base steels of the drill pipe body. It was found that the welded joint of 32G2-40KhN2MA steels is inferior in endurance to the base steel 32G2 by 15% in the initial state and by 28% after tempering, while the welded joint of 32KhGMA-40KhN2MA steels has fatigue strength both in the initial state and after tempering, commensurate with the 32KhGMA base steel. The research results are supplemented by metallographic analysis of welded joints microstructure. Based on the research results using the EBSD analysis, microstructural features of vulnerable peripheral areas of the welding impact zone that control fatigue load resistance have been established.

Keywords: rotary friction welding, medium carbon steels, welded joint, thermo-mechanically affected zone, fatigue strength, endurance limit.

The study was supported by the grant of the Russian Science Foundation No. 23-79-01311, <https://rscf.ru/project/23-79-01311/>

For citation

Atamashkin A.S., Priymak E.Y., Isaeva A.V., Tulibaev E.S., Semka Y.S. Fatigue Strength of Welded Joints of High-Strength Drill Pipes. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2025, vol. 23, no. 3, pp. 129-140. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-3-129-140>

Введение

Освоение новых месторождений полезных ископаемых непрерывно связано с совершенствованием бурового инструмента, в частности бурильных труб, испытывающих сложнагруженное состояние в процессе бурения. Доминирующей причиной выхода из строя бурильных труб является разрушение, обусловленное воздействием знакопеременных усталостных нагрузок. Поэтому характеристики усталостной прочности материала и конструкции бурильных труб преимущественно определяют надежность и долговечность колонны.

В большинстве случаев бурильные трубы представляют собой сварную конструкцию, состоящую из тела трубы и привариваемых посредством ротационной сварки трением (РСТ) замковых деталей [1, 2]. Достоинствами способа РСТ являются возможность получения качественного сварного соединения между ограниченно и трудносвариваемыми материалами, из которых изготавливаются элементы бурильных труб, высокая производительность, повторяемость и автоматизация процесса [3, 4]. При разработке высокопрочных бурильных труб для капитального ремонта нефтяных и газовых скважин, не имеющих высаженных частей в зоне сварного шва, необходимо рационально

подойти к выбору материала с точки зрения экономичности и обеспечения необходимых свойств. Сталь 32Г2 является наиболее экономичным материалом для изготовления трубной продукции. При оптимально подобранных режимах закалки и отпуска она может обеспечивать группу прочности «Л» согласно ГОСТ Р 50278-92 [5]. Более высокую прочность (группы «М» и «Р» согласно ГОСТ Р 50278-92) обеспечивают среднеуглеродистые стали марок 26Х1МФ, 32ХМА, 32ХГМА и др., легированные Cr, Mo и Mn [6]. Однако их стоимость несколько выше. В качестве материала замковых деталей обычно используются стали с большим содержанием углерода для дополнительного увеличения прочности, жесткости и износостойкости резьбовых соединений, с помощью которых осуществляется сборка бурильной колонны. К ним относятся стали 40ХН, 40ХН2МА и др. [7].

В процессе РСТ замковой части и тела бурильной трубы их приконтактные области подвергаются термическому и деформационному воздействию, в результате чего образуется зона термомеханического влияния (ЗТМВ). Данная зона характеризуется неоднородной, градиентной микроструктурой, определяющей механические свойства соединений, в том числе сопротивление усталостным нагрузкам. Ранними исследованиями установлено, что при оптимально

подобранных режимах РСТ механические свойства сварных соединений из среднеуглеродистых легированных сталей не уступают механическим свойствам исходных материалов при растяжении [8, 9]. Однако для обеспечения надежности и долговечности буровых труб важно также обеспечить усталостную прочность сварных соединений по возможности на уровне материала тела трубы.

Поиск и анализ литературных источников, освещающих проблемы усталостной прочности сварных соединений, выполненных способом РСТ, показал ограниченность информации в этой области. Очевидно, что характеристики усталостной прочности сварных соединений будут зависеть как от параметров сварки, так и от природы исходных материалов и их химического состава и от послесварочной термической обработки. В работе [10] представлены исследования влияния параметров РСТ на усталостную прочность соединения алюминиевых сплавов AA7075-AA5083, по результатам которых достигнута искомая усталостная прочность свариваемых материалов. В работах [11, 12] приводятся результаты положительного влияния отжига на усталостную прочность однородных сварных соединений титановых сплавов Ti-6242 и Ti-6Al-4V. Образование интерметаллидов в разнородном сварном соединении среднеуглеродистой стали AISI 1040 и аустенитной нержавеющей стали AISI 304 снизило усталостную прочность соединения на 30% относительно AISI 1040 и на 40% относительно AISI 304 [13].

Целью настоящей работы является оценка сопротивления усталостному разрушению сварных соединений буровых труб из комбинаций среднеуглеро-

дистых легированных сталей в сравнении с наименее прочной базовой сталью в исследуемом сочетании.

Материалы и методы исследования

Исследуемые сварные соединения представляли собой сочетание среднеуглеродистых легированных сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА. Химический состав указанных сталей представлен в табл. 1.

Сварку трубных заготовок наружным диаметром 73 мм и толщиной стенки 9 мм осуществляли на машине с непрерывным приводом «Thompson-60». Режимы сварки были следующими: сила притирки – 50 кН, сила при нагреве – 145 кН, силы проковки – 260 кН, частота вращения – 600 об/мин, линейная осадка при нагреве – 7 мм. Заготовки предварительно были подвергнуты термической обработке (закалке и отпуску) для достижения требуемых механических свойств. Микроструктура исходных сталей представляет собой отпущенную мартенситно-бейнитную смесь для сталей 32Г2 и 32ХГМА (рис. 1, а, б) и отпущенный мартенсит для стали 40ХН2МА (рис. 1, в).

Механические свойства сталей и сварных соединений на их основе, полученные в результате испытаний на растяжение, представлены в табл. 2.

Из трубных заготовок со сварным соединением методом электроэрозионной обработки были вырезаны продольные образцы для металлографических исследований и испытаний на усталостную прочность. Часть образцов со сварным соединением были подвергнуты послесварочному отпуску в лабораторной печи SNOL при температуре 550°C в течение 1 ч.

Таблица 1. Химический состав сталей, предназначенных для производства буровых труб, мас. %

Table 1. Chemical composition of steels intended for the production of drill pipes, wt. %

Марка стали	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
32Г2 (тело трубы)	0,34	1,4	0,28	0,012	0,012	0,08	0,07	0,12	-
32ХГМА (тело трубы)	0,32	0,82	0,36	0,005	0,01	0,98	0,15	0,14	0,31
40ХН2МА (замковая часть)	0,44	0,55	0,31	0,004	0,01	0,75	1,32	0,22	0,16

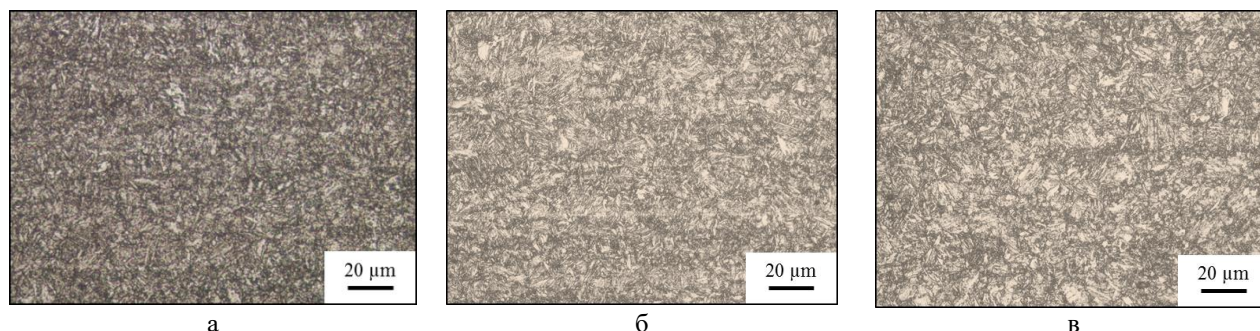


Рис. 1. Микроструктура сталей в состоянии перед сваркой: а – 32Г2; б – 32ХГМА; в – 40ХН2МА

Fig. 1. Microstructure of steels in the pre-welding state: а is 32Г2; б is 32KhGMA; в is 40KhN2MA

Таблица 2. Механические свойства сварных соединений 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА и сталей на их основе [8, 9]

Table 2. Mechanical properties of welded joints 32G2-40KhN2MA and 32KhGMA-40KhN2MA and steels based on them [8, 9]

Тип образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
32Г2	774	878	14,5
32ХГМА	861	952	15,5
40ХН2МА	870	984	10,5
32Г2-40ХН2МА	768	840	16,0*
32ХГМА-40ХН2МА	834	933	23,0*

* δ рассчитано по отношению к расчетной длине наименее прочной стали

Изучение микроструктуры сварных соединений проводили с помощью светового микроскопа Nikon ECLIPSE 100 на поперечных шлифах после травления 4%-м раствором азотной кислоты в этаноле. Измерения микротвердости по протяженности ЗТМВ осуществляли в соответствии с ГОСТ 9450-76 на микротвердомере HVS-1000 при приложении нагрузки 0,2 Н в течение 10 с с шагом измерения 0,5 мм. Детальное исследование микроструктуры периферийных областей ЗТМВ осуществляли с применением сканирующей электронной микроскопии с приставкой EBSD (Electron Back-Scattering Diffraction). Исследования проводились на растровом электронном микроскопе Thermo Science Scios 2 LoVac с приставкой Oxford Instrument Symmetry EBSD Detector с использованием программного комплекса AZtec. Параметры микроскопа в момент съемки: ускоряющее напряжение – 20 кВ, ток зонда – 410 нА, шаг сканирования –

0,1 мкм. Построение карт рекристаллизации осуществлялось на основе критерия Хамфри для определения рекристаллизованных зерен (зерна не должны иметь субструктуру; зерна должны быть окружены большеугловыми границами (БУГ); размер зерен должен быть до 4 мкм). Если средний угол разориентировки в зерне превышал 2° , то зерно идентифицировалось как деформированное. Если внутренняя разориентировка в субзерне не превышала 2° , а от субзерна к субзерну превышал, то зерно идентифицировалось как субструктурное (полигонизованное). Если же средний угол разориентировки не превышал 2° , то зерно рекристаллизованное.

Образцы для испытаний на усталость принадлежали типу II согласно ГОСТ 25.502 и имели диаметр рабочей части 5 мм, длину рабочей части 50 мм, диаметр захватной части 7,5 мм (рис. 3).

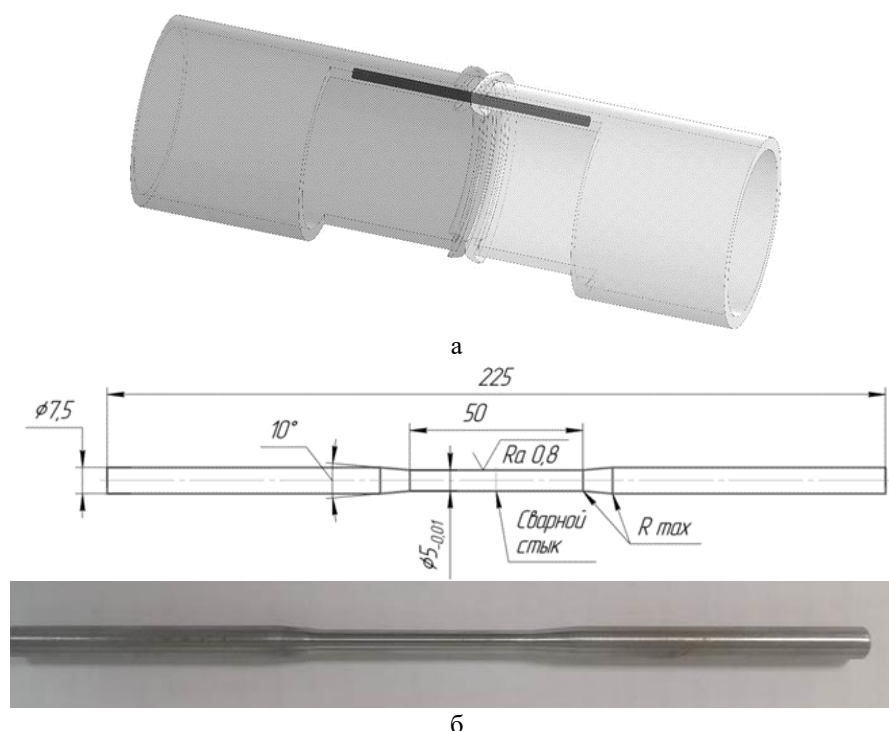


Рис. 3. Схема вырезки образца из трубы со сварным швом (а) и образец со сварным соединением для испытаний на усталость II типа, ГОСТ 25.50282 (б)

Fig. 3. Diagram of cutting a sample from a pipe with a welded seam (a) and a sample with a welded joint for fatigue testing type II, GOST 25.50282 (б)

Испытания на многоцикловую усталость проводили на испытательной машине с двухопорным креплением вращающегося образца при действии постоянного крутящего и изгибающего момента в рабочей части. Такая схема нагружения позволяет выявить наиболее слабые участки в образце со сварным соединением, так как нагрузка распределяется равномерно по всей длине рабочей части. 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.

Построение панорамных изображений микроструктуры разрушенных образцов производили с помощью цифрового микроскопа OLYMPUS DSX 1000. Микрофрактографический анализ осуществляли на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6460LV.

Результаты исследования и их обсуждение

Исследование микроструктуры и усталостной прочности сварных соединений в состоянии после сварки. На рис. 4, 5 представлены микроструктуры сварных соединений в различных областях (зоне сопряжения и периферийных областях ЗТМВ). Микроструктура сталей 32ХГМА и 40ХН2МА вблизи границы раздела представляет собой крупноиглочатый ре-чечный мартенсит с участками нижнего бейнита (рис. 4, б, 5, б). В стали 32Г2 вблизи границы раздела имеет место образование грубой бейнитной микроструктуры с крупными вытянутыми карбидами цементитного типа (см. рис. 4, б). Наличие структур, образованных в результате сдвигового превращения аустенита, связано с локальным разогревом заготовок до температур, пре-

вышающих критическую точку A_{c3} , и дальнейшим ускоренным охлаждением в холодные слои металла. Различие образованных микроструктур в исследуемых сочетаниях сталей обусловлено наличием легирующих элементов в сталях 32ХГМА и 40ХН2МА, повышающих их прокаливаемость.

При удалении от границы раздела в результате снижения температуры и степени деформации микроструктура ЗТМВ изменяется. В сталях 32ХГМА и 40ХН2МА возрастает доля бейнитной фазы. В периферийных областях ЗТМВ данных сталей на фоне рекристаллизованной микроструктуры базового металла наблюдаются мелкие зерна мартенсита, что свидетельствует о том, что температура в этих областях превысила критическую точку A_{c1} (рис. 4, в, 5, а, в). Далее следует основной металл, микроструктура которого практически не изменилась по сравнению с исходным состоянием. То есть кратковременное воздействие температуры, превышающей температуру отпуска исходных материалов, не привело к существенным изменениям микроструктуры базовой стали 32ХГМА и 40ХН2МА.

В стали 32Г2 наблюдается другая картина. Периферийная область ЗТМВ в данной стали характеризуется отсутствием явных признаков превращений по сдвиговому механизму. Здесь в результате рекристаллизационных процессов, происходящих в области субкритических температур, образовались мелкие равноосные зерна феррита размером 1-3 мкм и ферритоцементитной смеси. Подобный характер изменения микроструктуры предположительно связан с тем, что температура развития рекристаллизации при деформации стали 32Г2 меньше температуры критической точки A_{c1} данной стали.

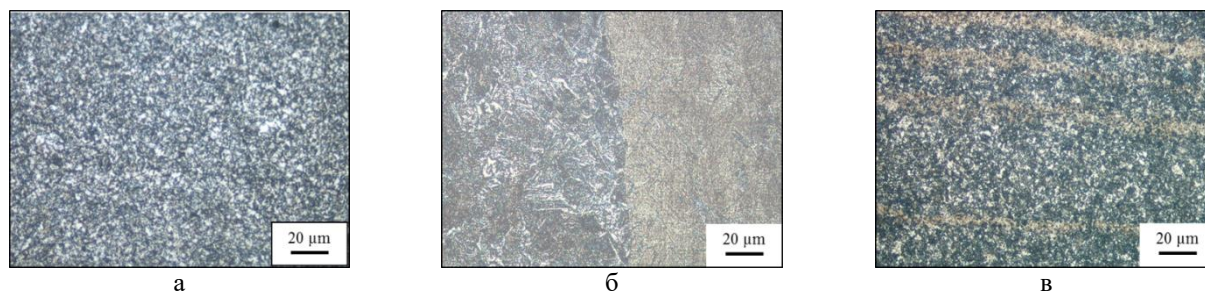


Рис. 4. Микроструктура сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА
Fig. 4. Microstructure of the welded joint of 32G2-40KhN2MA steels

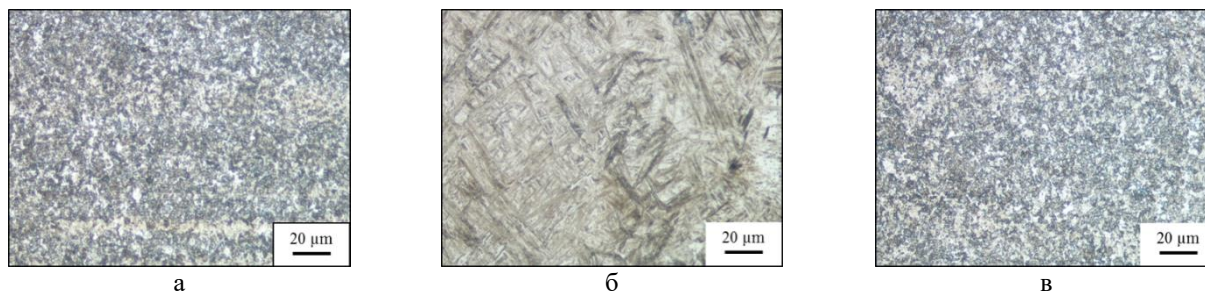


Рис. 5. Микроструктура сварного соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА
Fig. 5. Microstructure of the welded joint of 32KhGMA-40KhN2MA steels

Характер микроструктурных изменений в сварных соединениях отражают профили микротвёрдости, которые имеют несимметричный характер (рис. 6). Максимальной микротвёрдостью вблизи границы сопряжения обладает сталь 40ХН2МА (до 614 НВ). При удалении от зоны сопряжения микротвёрдость снижается, достигая значений исходных сталей, которые составляют 271-288 НВ для стали 32ХГМА и 310-347 НВ для стали 40ХН2МА. Однако в стали 32Г2 в периферийных участках ЗТМВ наблюдается область разупрочнения по отношению к основному металлу. В данной области микротвёрдость составляет 216-246 НВ, в то время как у основного металла она находится в диапазоне 254-266 НВ.

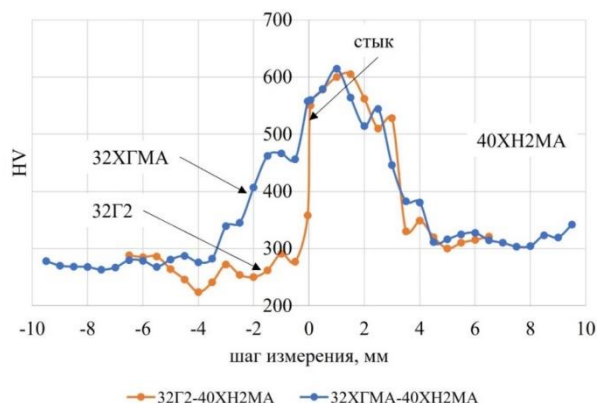
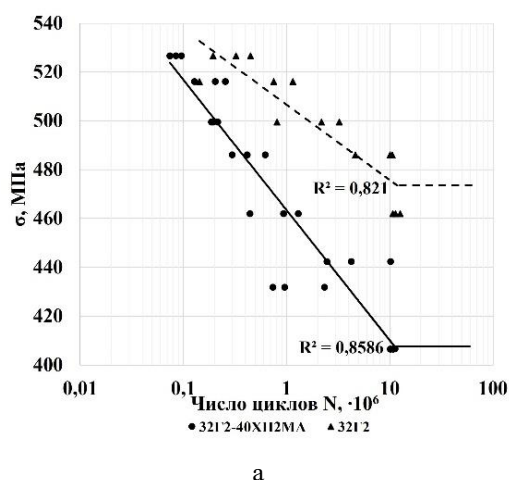
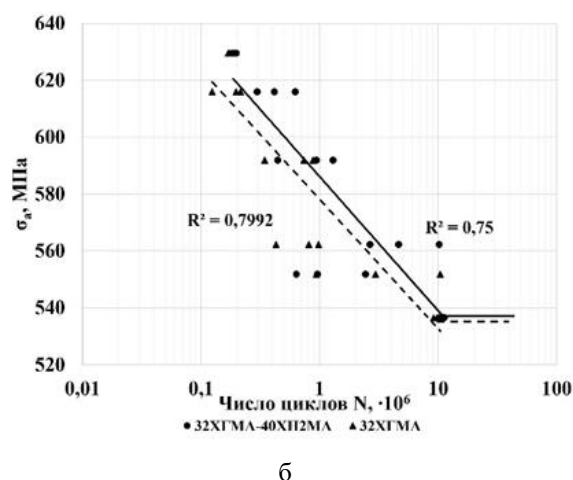


Рис. 6. Распределение микротвёрдости сварного соединения 32Г2-40ХН2МА, 32ХГМА-40ХН2МА в состоянии после сварки

Fig. 6. Microhardness distribution of the welded joint 32G2-40KhN2MA, 32KhGMA-40KhN2MA in the state after welding



а



б

Рис. 7. Кривые усталости базовой стали тела буровой трубы и сварных соединений на ее основе: а – 32Г2-40ХН2МА и 32Г2; б – 32ХГМА-40ХН2МА и 32ХГМА

Fig. 7. Fatigue curves of the base steel of the drill pipe body and welded joints based on it: а is 32G2-40KhN2MA and 32G2; б is 32KhGMA-40KhN2MA and 32KhGMA

На рис. 7 показаны кривые Вёлера, построенные по результатам усталостных испытаний сварных соединений. Полученные результаты показывают, что циклическая долговечность сварных образцов из сталей 32ХГМА-40ХН2МА при всех уровнях амплитуды напряжений несколько выше, чем цельных образцов из стали 32ХГМА. Однако предел выносливости в обоих случаях составляет примерно 540 МПа (рис. 7, б).

Сварное соединение сталей 32Г2-40ХН2МА уступает по усталостной прочности не только сварному соединению сталей 32ХГМА-40ХН2МА, но и базовой стали 32Г2 (рис. 7, а). Количество пройденных сварным соединением циклов при всех уровнях амплитуды напряжений существенно меньше базового металла 32Г2. Предел выносливости сварных образцов в данном случае ниже на 18 % базовой стали, у которой он составляет около 470 МПа.

Характерным в исследуемых образцах со сварным соединением является место разрушения в условиях усталостного нагружения. В сочетании сталей 32ХГМА-40ХН2МА зарождение и развитие усталостной трещины в 93% случаев находится в зоне основного металла 32ХГМА на расстоянии 12-15 мм от границы сопряжения сталей (рис. 8, а), а в остальных случаях – в периферийных областях ЗТМВ стали 32ХГМА. В случае сталей 32Г2-40ХН2МА место разрушения всех образцов фиксируется в периферийных областях ЗТМВ стали 32Г2 в зоне локального разупрочнения микроструктуры (рис. 8, б).

Исходя из полученных результатов, можно заключить, что периферийные области ЗТМВ стали 32Г2 в сварном соединении 32Г2-40ХН2МА являются наиболее уязвимыми при воздействии усталостных нагрузок. В соединении сталей 32ХГМА-40ХН2МА периферийные области 32ХГМА и основной металл данной стали в целом равнопрочны.

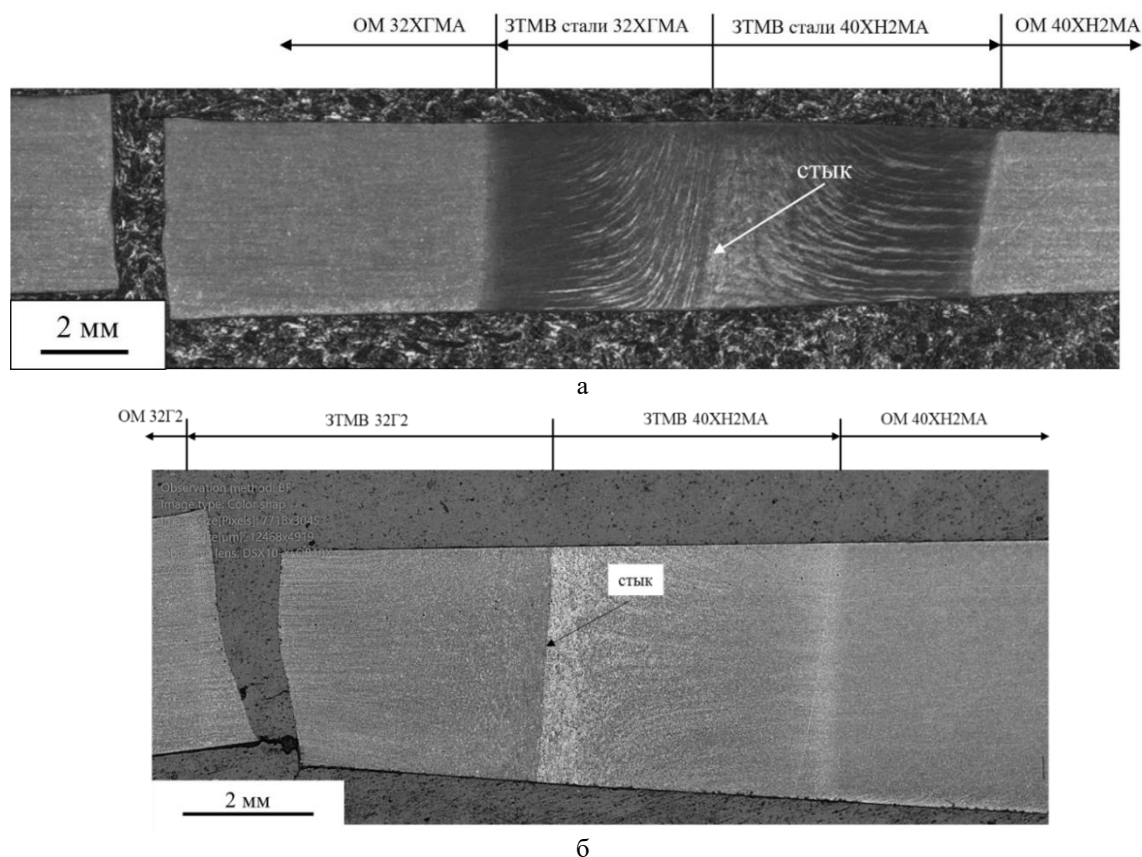


Рис. 8. Микроструктура образцов со сварным соединением, иллюстрирующая место разрушения в условиях многоциклового усталости: а – 32ХГМА-40ХН2МА; б – 32Г2-40ХН2МА

Fig. 8. Microstructure of samples with a welded joint, illustrating the point of fracture under conditions of multi-cycle fatigue: а is 32KhGMA-40KhN2MA; б is 32G2-40KhN2MA

Исследование микроструктуры и усталостной прочности сварных соединений после высокого отпуска. Микроструктура сварных соединений после отпуска представлена на рис. 9, 10.

Воздействие отпуска привело к развитию диффузионных процессов, сопровождающихся рекристаллизацией бейнитных и мартенситных участков α -фазы и выделением карбидных частиц. При этом пластинчатая морфология, характерная для микрострук-

туры в зоне сопряжения сталей, сохранилась (рис. 9, б, 10, б). В периферийных областях ЗТМВ сталей 32ХГМА и 40ХН2МА объем выделений карбидов увеличился (рис. 9, в, 10, а, в). Микроструктура в этих областях мелкодисперсная и представляет собой смесь α -фазы и карбидных частиц различной морфологии. В стали 32Г2 в периферийных областях ЗТМВ наблюдается увеличение доли ферритной фазы и рост ферритных зерен (рис. 10, а).

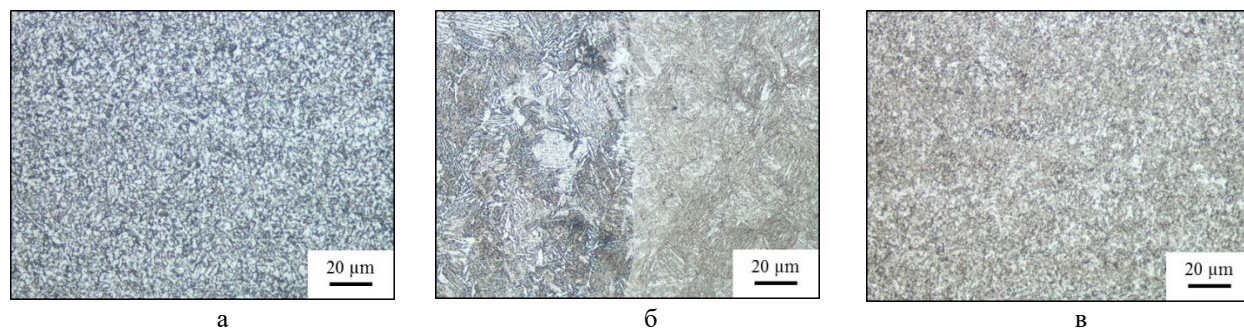


Рис. 9. Микроструктура сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА после отпуска: а – ЗТМВ 32Г2; б – зона сопряжения (слева 32Г2); в – ЗТМВ 40ХН2МА

Fig. 9. Microstructure of the welded joint of 32G2-40KhN2MA steels after tempering: а is TMAZ 32G2; б is interface zone (32G2 on the left); в is TMAZ 40KhN2MA

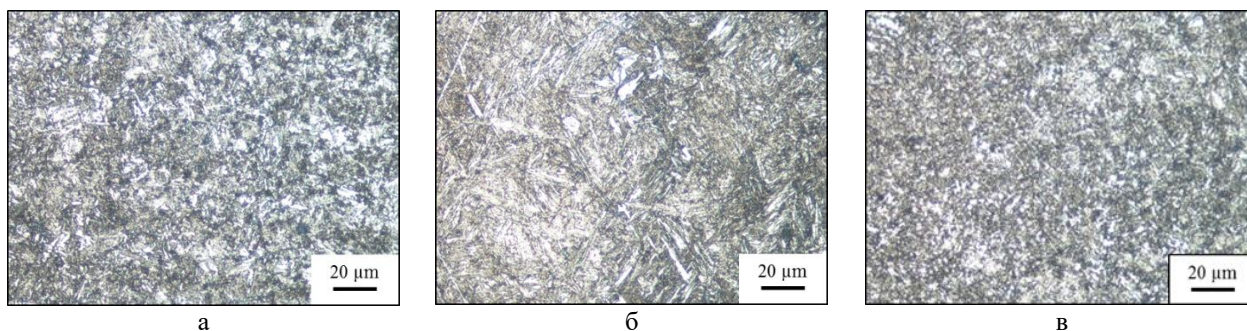


Рис. 10. Микроструктура сварного соединения сталей 32Г2ХГМА-40ХН2МА: а – ЗТМВ 32ХГМА; б – зона сопряжения (слева 32ХГМА); в – ЗТМВ 40ХН2МА

Fig. 10. Microstructure of the welded joint of 32G2KhGMA-40KhN2MA steels: а is TMAZ 32KhGMA; б is interface zone (32KhGMA on the left); в is TMAZ 40KhN2MA

Указанные структурные изменения послужили причиной изменения микротвердости (рис. 11). В области сопряжения сталей 32ХГМА-40ХН2МА значения микротвердости снизились до уровня 386-411 HV, а в соединении сталей 32Г2-40ХН2МА со стороны стали 32Г2 – до 268-274 HV. В периферийных участках ЗТМВ в стали 32ХГМА наблюдается некоторое локальное разупрочнение при переходе к основному металлу. Микротвердость в этой области составляет 245-260 HV против 264-280 HV в основном металле. Дополнительное разупрочнение в этой области наблюдается и в стали 32Г2. Здесь микротвердость после отпуска снизилась до 202-216 HV.

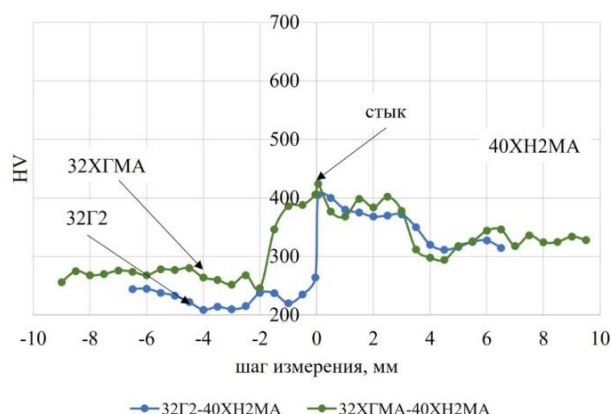


Рис. 11. Распределение микротвердости сварного соединения 32Г2-40ХН2МА, 32ХГМА-40ХН2МА в состоянии после отпуска

Fig. 11. Microhardness distribution of the welded joint 32G2-40KhN2MA, 32KhGMA-40KhN2MA in the state after tempering

Для подробного анализа изменения зёрновой микроструктуры в зоне разупрочнения при отпуске были проведены исследования с помощью EBSD-анализа. Полученные карты рекристаллизации представлены на рис. 12.

В состоянии после сварки периферийные области ЗТМВ стали 32Г2 состоят преимущественно из суб-

структурных (полигонизованных) зерен (66 %) (рис. 12, а). Остальную часть данной области составляют деформированные (22%) и рекристаллизованные зерна (12%). В стали 32ХГМА существенно доминируют деформированные зерна (80%) (рис. 12, б). Воздействие послесварочного отпуска в той или иной мере приводит к развитию процессов полигонизации и рекристаллизации, приближающие микроструктуру к равновесному состоянию. В результате этого в стали 32Г2 доля рекристаллизованных зерен существенно увеличилась и составила примерно половину площади исследуемой области (рис. 12, в). В то время как в стали 32ХГМА карбидные частицы сдерживали развитие процессов полигонизации и рекристаллизации при отпуске, вследствие чего доля полигонизованных зерен возросла до 52%, а доля деформированных зерен снизилась до 35%. Рекристаллизованные зерна в данной стали после отпуска составляют около 13%.

Результаты EBSD доказывают, что процессы локального разупрочнения в периферийных участках ЗТМВ связаны с процессами полигонизации и рекристаллизации микроструктуры, сформированной в процессе деформации при сварке. Карбидообразующие элементы, присутствующие в химическом составе стали 32ХГМА, замедляют процессы рекристаллизации, тем самым препятствуют разупрочнению микроструктуры при отпуске.

Результаты усталостных испытаний отпущенных сварных образцов в сравнении с базовой сталью представлены на рис. 13. Для соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА влияние отпуска на усталостную прочность незначительно. Предел выносливости находится на том же уровне напряжений, что и в исходном состоянии, и составляет 540 МПа (рис. 13, б). Заслуживает внимания тот факт, что в 89 % случаев место зарождения и развития усталостной трещины, так же как и в образцах без отпуска, произошло в основном металле стали 32ХГМА, а в остальных случаях – в ЗТМВ данной стали.

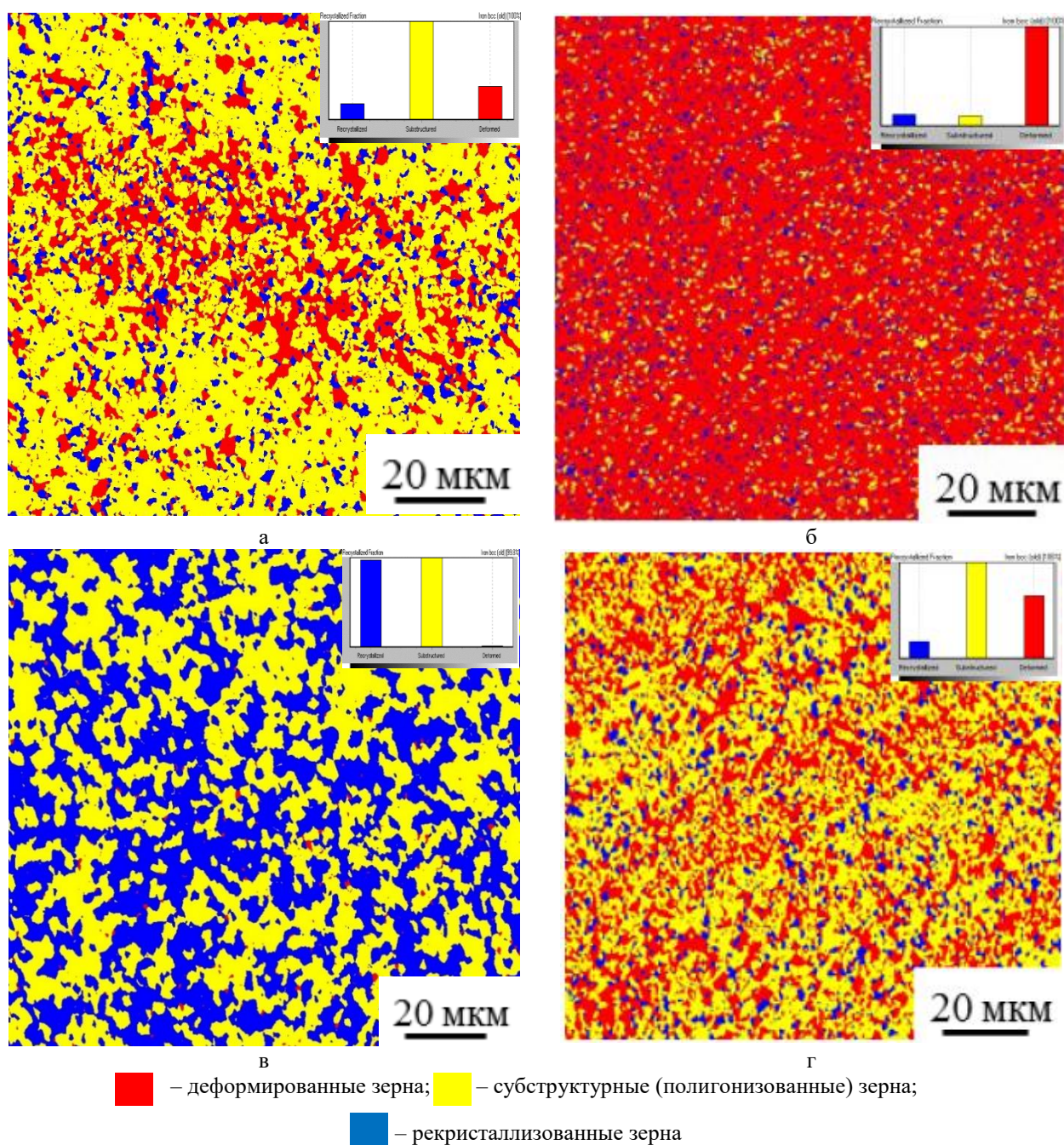


Рис. 12. Карты рекристаллизации периферийной области ЗТМВ, построенные по результатам EBSD:

а, в – сталь 32Г2; б, г – сталь 32ХГМА; а, б – исходное состояние; в, г – отпуск при 550°C

Fig.12. Recrystallization maps based on the EBSD results of the peripheral area of the TMAZ: а, в are steel 32Г2;

б, г are steel 32ХГМА; а, б are initial state; в, г are tempering at 550°C

В соединении 32Г2-40ХН2МА наблюдается иной характер. Локальное разупрочнение ЗТМВ при отпуске существенно снизило количество пройденных сварным соединением циклов при всех уровнях амплитуды напряжений (рис. 13, а). Снижение предела выносливости относительно сварного соединения без

отпуска составило около 15% и около 28% относительно базовой стали 32Г2. Зарождение и развитие усталостной трещины происходило в ЗТМВ стали 32Г2 на расстоянии 1,7-2,3 мм от сварного стыка, как проиллюстрировано на рис. 14.

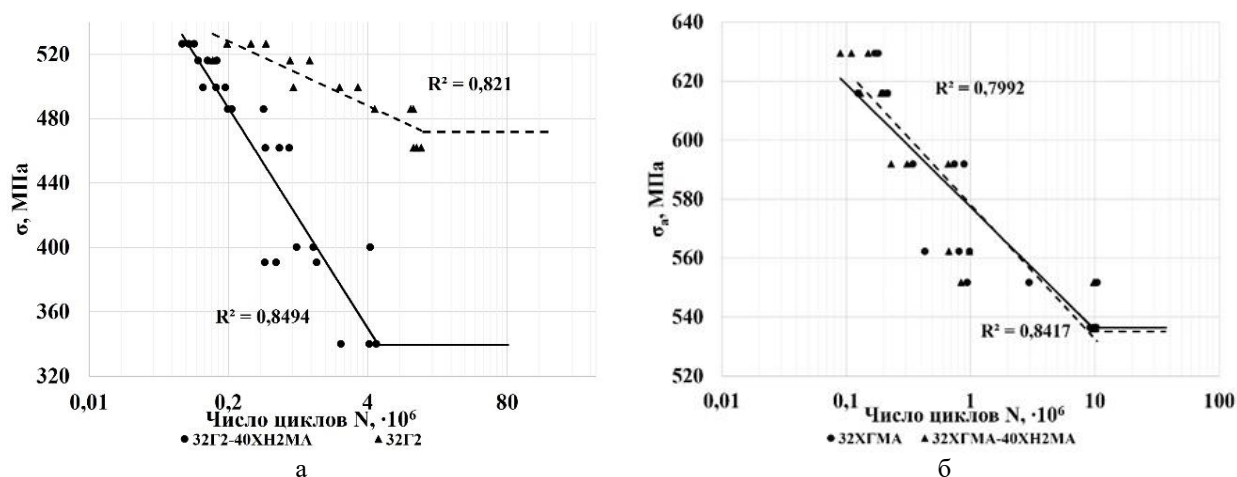


Рис. 13. Кривые усталости базовой стали тела буровой трубы и сварных соединений на ее основе после отпуска при 550°C: а – 32Г2-40ХН2МА и 32Г2; б – 32ХГМА-40ХН2МА и 32ХГМА

Fig. 13. Fatigue curves of the base steel of the drill pipe body and welded joints based on it after tempering at 550°C: a is 32G2-40KhN2MA and 32G2; б is 32KhGMA-40KhN2MA and 32KhGMA

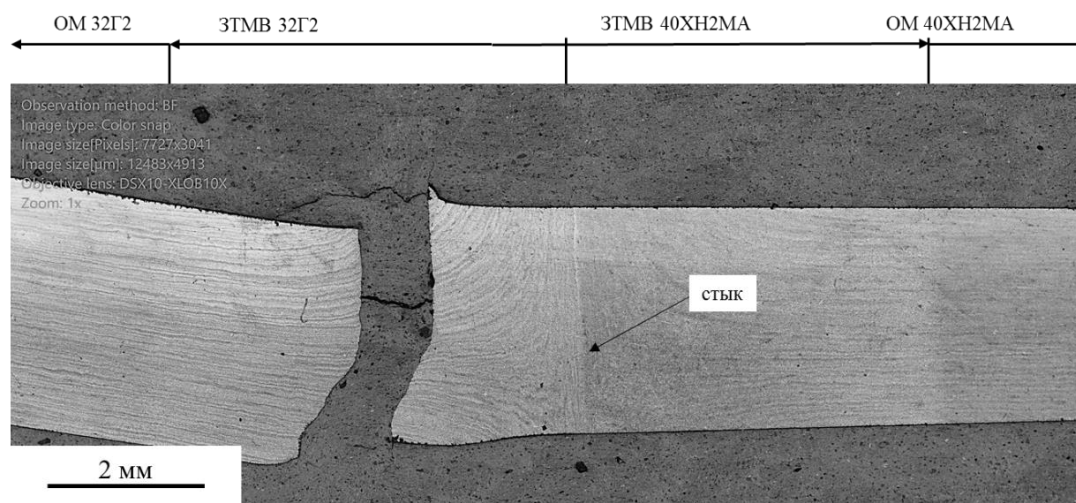


Рис. 14. Микроструктура образца со сварным соединением сталей 32Г2-40ХН2МА после отпуска при 550°C, иллюстрирующая место разрушения при многоциклового усталости

Fig. 14. Microstructure of a sample with a welded joint of 32G2-40KH2MA steels after tempering at 550°C, illustrating the point of fracture during multi-cycle fatigue

Закключение

На основании проведенных исследований усталостной прочности сварных соединений буровых труб из сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением, сделаны следующие выводы:

1. Несмотря на наличие неоднородной, градиентной микроструктуры ЗТМВ, сварные соединения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученные РСТ, равнопрочны базовой стали 32ХГМА в условиях циклического нагружения как после сварки, так и после отпуска при температуре 550 °C. Предел выносливости в обоих случаях составляет 540 МПа, а место за-

рождения и развития усталостной трещины преимущественно развивается в зоне базовой стали 32ХГМА.

2. Усталостная прочность сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА уступает базовой стали 32Г2 на 15% в состоянии после сварки и на 28% после отпуска. Снижение усталостной прочности обусловлено процессами локального разупрочнения микроструктуры в периферийных участках ЗТМВ, развивающимися при сварке и интенсифицирующимися при последующем отпуске. Для сварного соединения из данного сочетания сталей послесварочный отпуск оказывает негативное влияние на предел выносливости.

3. Для получения равнопрочных конструкций сварных соединений высокопрочных буровых

труб, выполненных способом РСТ, рекомендуется применение среднеуглеродистых сталей, содержащих карбидообразующие элементы, роль которых заключается в дисперсионном упрочнении периферийных участков ЗТМВ и замедлении процессов рекристаллизации при высоком отпуске сварного соединения.

Список источников

1. Технология бурения нефтяных и газовых скважин: учебник для студентов вузов. В 5 т. / под общ. ред. В. П. Овчинникова. Тюмень : ТюмГНГУ, 2014. Т. 1. 568 с.
2. Стрик Ю.Н., Ильяш В.В. Бурение разведочных скважин. Воронеж, 2004. 62 с.
3. Вилль В.И. Сварка металлов трением. М.: Машиностроение, 1970. 176 с.
4. Сварка трением: справочник / В. К. Лебедев [и др.] Л.: Машиностроение, 1987. 236 с.
5. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и механические свойства горячекатаных труб, изготовленных из стали 32Г2 / В.В. Ивашко, О.М. Кириленко, И.И. Вегера и др. // Литье и металлургия. 2011. № 4 (63). С. 108–114.
6. Разработка и освоение материалов в производстве высокопрочных бурильных труб со специальными свойствами / Е.М. Засельский, Н.Т. Тихонцева, И.П. Савченко и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2021. № 2. С. 37–40.
7. Evaluation of friction welded dissimilar pipe joints between AISI 4140 and ASTM A 106 Grade B steels used in deep exploration drilling / Khadeer Sk.A., Babu P.R., Kumar B.R. and others // Journal of Manufacturing Processes. 2020, vol. 56, pp. 197–205.
8. Optimization of rotary friction welding parameters for dissimilar joints of exploration drill pipes / A. Isaeva, E.Yu. Priimak, A.S. Atamashkin and others // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2023, vol. 126, no. 11–12, pp. 5325–5337. DOI: 10.1007/s00170-023-11382-5.
9. Influence of force parameters of rotary friction welding on the microstructure and mechanical properties of welded joints of high-strength drill pipes / A. Atamashkin, E. Priimak, E. Tulibaev and others // International Journal on Interactive Design and Manufacturing, 2024. DOI: ORG/10.1007/S12008-024-02011-W
10. Effect of Rotational Speed on Static and Fatigue Properties of Rotary Friction Welded Dissimilar AA7075/AA5083 Aluminium Alloy Joints. / A. Sasmito, M.N. Ilman; P.T. Iswanto and others // Metals 2022, 12, 99. <https://doi.org/10.3390/met12010099> Metals 2022, 12, 99. DOI: ORG/10.3390/MET12010099
11. Fatigue life prediction for rotary friction welded Ti-6Al-4V under variable amplitude fatigue loading / Van der Merwe H.B., James M.N., Hatting D.G., Rall W. // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 2019, 104, pp. 1–11. DOI: ORG/10.1016/J.TAFMEC.2019.102321
12. Microstructure, Tensile Properties, and Fatigue Behavior of Linear Friction-Welded Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si / Sidharth Rajan; Priti Wanjara; Javad Gholipour; Abu Syed Kabir // Materials. 2021, 14, 30. DOI: ORG/10.3390/MA14010030
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, pp. 1888–1894. DOI: ORG/10.1016/J.MATDES.2010.12.011

References

1. Ovchinnikov V.P. *Tekhnologiya bureniya neftyanyh i gazovykh skvazhin: uchebnik dlyz studentov vuzov* [Technology of drilling oil and gas wells: a textbook for university students]. Tyumen: Tyumen State University, 2014, vol. 1, 568 p. (In Russ.)
2. Strik Yu.N., Ilyash V.V. *Bureniye razvedochnykh skvazhin* [Drilling of exploration wells]. Voronezh, 2004, 62 p. (In Russ.)
3. Vill V.I. *Svarka metallov treniem* [Welding of metals by friction]. Moscow: Mashinostroenie Publ., 1970, 176 p. (In Russ.)
4. Lebedev V.K. et al. *Svarka treniem: spravochnik* [Friction welding: A reference book]. Leningrad: Mashinostroenie, 1987, 236 p. (In Russ.)
5. Ivashko V.V., Kirilenko O.M., Vegera I.I. et al. Investigation of the effect of heat treatment modes on the structure and mechanical properties of hot-rolled pipes made of 32G2 steel. *Litie i metallurgiya* [Casting and Metallurgy]. 2011;(4(63)):108–114. (In Russ.)
6. Zaslenskiy E.M., Tikhontseva N.T., Savchenko I.P. et al. Development of materials in the production of high-strength drill pipes with special properties. *Problemy chernoy metallurgii i materialovedeniya* [Problems of ferrous metallurgy and materials science]. 2021;(2):37–40. (In Russ.)
7. Khadeer Sk.A., Babu P.R., Kumar B.R. et al. 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;56:197–205.
8. Isaeva A., Priimak E.Yu., Atamashkin A.S. et al. Optimization of rotary friction welding parameters for dissimilar joints of exploration drill pipes. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2023;126(11–12):5325–5337. doi: 10.1007/s00170-023-11382-5.
9. Atamashkin A., Priimak E., Tulibaev E. et al. Influence of force parameters of rotary friction welding on the microstructure and mechanical properties of welded joints of high-strength drill pipes. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*. 2024. doi: org/10.1007/s12008-024-02011-w
10. Sasmito A., Ilman M.N., Iswanto P.T. Effect of Rotational Speed on Static and Fatigue Properties of Rotary Friction Welded Dissimilar AA7075/AA5083 Aluminium Alloy Joints. *Metals*. 2022;12:99. doi:org/10.3390/met12010099
11. Van der Merwe H.B., James M.N., Hatting D.G., Rall W. Fatigue life prediction for rotary friction welded Ti-6Al-4V under variable amplitude fatigue loading. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2019;104:1–11. doi:org/10.1016/j.tafmec.2019.102321
12. Sidharth Rajan, Priti Wanjara; Javad Gholipour. Microstructure, Tensile Properties, and Fatigue Behavior of Linear Friction-Welded Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si. *Materials*. 2021;14:30. doi:org/10.3390/ma14010030

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;32:1888-1894. doi:org/10.1016/j.matdes.2010.12.011

Поступила 23.04.2025; принята к публикации 06.05.2025; опубликована 30.09.2025
Submitted 23/04/2025; revised 06/05/2025; published 30/09/2025

Атамашкин Артём Сергеевич – кандидат технических наук, старший научный сотрудник НОЦ новых материалов и перспективных технологий, Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия.
Email: atamashkin2017@yandex.ru. ORCID 0000-0003-3727-8738

Приймак Елена Юрьевна – кандидат технических наук, старший научный сотрудник НОЦ новых материалов и перспективных технологий, Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия; заведующий лабораторией металловедения и термической обработки, АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия.
Email: elena-pijmak@yandex.ru. ORCID 0000-0002-4571-2410

Исаева Анна Викторовна – кандидат технических наук, доцент кафедры производственных технологий обработки материалов, Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия; ведущий инженер-металловед, АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия.
Email: stepan4uckova@yandex.ru. ORCID 0000-0002-1050-3504

Тулибаев Егор Сагитович – главный конструктор, АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия; старший преподаватель кафедры механики материалов, конструкций и машин, Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия.
Email: tulibaew@zbo.ru.

Сёмка Ярослав Сергеевич – аспирант кафедры производственных технологий обработки материалов, Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия.
Email: semkazbo@bk.ru.

Artem S. Atamashkin – PhD (Eng.), Senior Researcher at the Research and Educational Center for New Materials and Advanced Technologies, Orenburg State University, Orenburg, Russia.
Email: atamashkin2017@yandex.ru. ORCID 0000-0003-3727-8738

Elena Y. Priymak – PhD (Eng.), Senior Researcher at the Research and Educational Center for New Materials and Advanced Technologies, Orenburg State University, Orenburg, Russia; Head of the Laboratory of Metal Science and Heat Treatment, ZBO Drill Industries, Orenburg, Russia.
Email: elena-pijmak@yandex.ru. ORCID 0000-0002-4571-2410

Anna V. Isaeva – PhD (Eng.), Associate Professor of the Department of Industrial Technologies for Materials Processing, Orenburg State University, Orenburg, Russia; Leading Metallurgical Engineer, ZBO Drill Industries, Orenburg, Russia.
Email: stepan4uckova@yandex.ru. ORCID 0000-0002-1050-3504

Egor S. Tulibaev – Chief Designer, ZBO Drill Industries, Orenburg, Russia; Senior Lecturer of Department of Mechanics of Materials, Structures and Machines, Orenburg State University, Orenburg, Russia.
Email: tulibaew@zbo.ru.

Yaroslav S. Semka – Postgraduate Student of the Department of Industrial Technologies for Materials Processing, Orenburg State University, Orenburg, Russia.
Email: semkazbo@bk.ru.