

## Взаимосвязь микроструктуры и ударной вязкости зоны сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением

**Приймак Елена Юрьевна**<sup>\*1,2,4</sup>, кандидат технических наук, доцент, заведующий лабораторией металловедения и термической обработки, директор научно-образовательного центра новых материалов и перспективных технологий  
**Атамашкин Артём Сергеевич**<sup>2,5</sup>, кандидат технических наук, старший научный сотрудник научно-образовательного центра новых материалов и перспективных технологий  
**Яковлева Ирина Леонидовна**<sup>3,6</sup>, доктор технических наук, главный научный сотрудник лаборатории физического металловедения  
**Фот Андрей Петрович**<sup>1,7</sup>, доктор технических наук, профессор, главный ученый секретарь – начальник отдела диссертационных советов

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

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

<sup>3</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

\*E-mail: e.prijmak@zbo.ru

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

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3727-8738>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8918-3066>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2971-7908>

Поступила в редакцию 27.02.2025

Пересмотрена 21.03.2025

Принята к публикации 10.04.2025

**Аннотация:** Настоящая работа посвящена оценке влияния морфологических особенностей микроструктуры среднеуглеродистых легированных сталей, сформированной при различном усилии в процессе ротационной сварки трением (РСТ), на ударную вязкость их зоны сопряжения. Приведены результаты экспериментального исследования соединения, полученного при сварке трубных заготовок из сталей 32ХГМА и 40ХН2МА с внешним диаметром 73 мм и толщиной стенки 9 мм при изменении силы на этапе трения (разогрева) заготовок. Исследования микроструктуры, микротвердости и ударной вязкости на образцах с V-образным надрезом сварных соединений были проведены в исходном состоянии после сварки и после отпуска при температуре 550 °С. Проведен макро- и микрофрактографический анализ разрушенных образцов. Показано, что сила при трении оказывает влияние на кинетику фазовых превращений, фазовый состав и однородность микроструктуры в зоне сопряжения сталей. С уменьшением данного параметра РСТ возрастает неоднородность микроструктуры, связанная с возникновением участков верхнего бейнита с неравномерными выделениями крупных карбидных частиц, что оказывает негативное влияние на вязкость зоны сопряжения сталей как в исходном состоянии, так и после отпуска; механизм разрушения – квазискол. При более высоких значениях силы при трении повышается плотность большеугловых границ и дисперсность микроструктуры бейнита, что обеспечивает более высокую вязкость и энергоёмкость разрушения с формированием ямочного микрорельефа. Полученные результаты открывают возможности регулирования вязкопластических свойств сварных соединений уже на этапе сварки без последующей перекристаллизации зоны сварного шва.

**Ключевые слова:** ротационная сварка трением; среднеуглеродистые легированные стали; зона сопряжения сварных соединений; мартенсит; бейнит; ударная вязкость.

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

Электронно-микроскопические исследования с применением метода дифракции обратно рассеянных электронов выполнены в ИФМ УрО РАН в Центре коллективного пользования «Испытательный центр нанотехнологий перспективных материалов».

Исследования с использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 проводились в Центре коллективного пользования Центра выявления и поддержки одаренных детей «Гагарин» (Оренбургская область).

**Для цитирования:** Приймак Е.Ю., Атамашкин А.С., Яковлева И.Л., Фот А.П. Взаимосвязь микроструктуры и ударной вязкости зоны сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 73–85. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-6.

## ВВЕДЕНИЕ

Эффективность геологоразведки и капитального ремонта нефтяных скважин зависит от надежности бурильной колонны. Освоение глубоких скважин предусматривает необходимость снижения веса бурильных труб, что может быть достигнуто применением более прочных сталей при уменьшении толщины стенки. Широкое распространение в качестве материала тела бурильной трубы получают низко- и среднеуглеродистые стали марок 26Х1МФ, 32ХМА, 32ХГМА и др., легированные Cr, Mo и Mn для достижения оптимального сочетания прочности и пластичности [1–3]. 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. [4; 5].

Соединение замковой части с телом трубы обычно осуществляется посредством ротационной сварки трением (РСТ). Данный способ позволяет соединять трудносвариваемые материалы, к которым относятся среднеуглеродистые легированные стали, применяемые для бурильных труб. РСТ обладает рядом технологических преимуществ, ключевыми из которых являются высокие производительность, степень автоматизации и стабильность качества сварных соединений [6–8].

В настоящее время существует два способа РСТ: сварка трением с непрерывным приводом (конвенционная), за рубежом известная как continuous-drive friction welding (CDFW), и инерционная сварка трением – inertia friction welding (IFW). Основное различие между этими вариантами заключается в способе подачи энергии, необходимой для сварки.

При РСТ с непрерывным приводом одна из заготовок приводится во вращение от вала электродвигателя. Заготовка вращается с постоянной скоростью и прижимается к неподвижной заготовке с определенным усилием, в результате чего происходит разогрев контактных поверхностей. При достижении определенной степени деформации (осадки) или по истечении заданного времени вращающаяся заготовка быстро останавливается, и к заготовкам прикладывается повышенная осевая сила проковки. Охлаждение после сварки осуществляется на спокойном воздухе. Образовавшийся грат удаляют механической обработкой как снаружи, так и изнутри.

Известно, что в процессе РСТ сталей происходит разогрев заготовок до температуры образования аустенита, который по завершении процесса претерпевает  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение [9; 10]. Степень превращения определяется как химическим составом сталей, так и технологическими параметрами сварки. Очевидно, что прикладываемое усилие при трении заготовок будет определять температуру разогрева и степень деформации при сварке, следовательно, оказывать влияние на кинетику превращения аустенита в зоне термомеханического влияния сварных соединений и на механические свойства соединений, определяющих надежность бурильных труб.

Анализ литературных источников показал существование большого интереса к оценке влияния параметров РСТ на механические свойства соединений как однородных, так и разнородных металлов [6; 11; 12]. Однако, несмотря на обилие опубликованных работ, сведения по

РСТ углеродистых легированных сталей ограничены. Имеются отдельные публикации, в которых представлены результаты исследований микроструктуры и свойств сварных соединений бурильных труб из сталей N80 после нормализации со сталью 42CrMo4 после закалки и отпуска [13], стали AISI 8630 [9], сварных соединений сталей ASTM A 106 Grade B в горячекатаном состоянии и AISI 4140 после нормализации и после закалки и отпуска [5; 10]. В этих работах указывается, что механические свойства сварных соединений при испытаниях на растяжение при правильно подобранных режимах сварки не уступают, а в ряде случаев и превосходят механические свойства наименее прочного из сопрягаемых материалов. Однако, помимо свойств при растяжении, важной для бурильных труб является оценка сопротивления хрупкому разрушению, а именно ударной вязкости сварных соединений. Исследованию данного параметра в представленных публикациях уделяется мало внимания. Например, в работе [5] отмечено, что сварной шов обладает более низкими значениями ударной вязкости по сравнению с исходными сталями ASTM A 106 Grade B и AISI 4140. Однако исследований влияния параметров РСТ на величину ударной вязкости в анализируемой публикации не представлено. В работе [9] приведены значения ударной вязкости соединений из стали AISI 8630, полученных при различных параметрах инерционной сварки трением. При этом сопоставления с микроструктурными изменениями зоны сварного шва не приводится.

Известно, что вязкопластические свойства сталей во многом зависят от морфологических особенностей фазовых составляющих микроструктуры [14–16], которые, как показано выше, определяются параметрами сварки.

Цель работы – оценить влияние структурно-фазового состояния, образованного при разном усилии при трении в процессе ротационной сварки трением, в зоне соединения сталей на ударную вязкость и механизм разрушения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, используемых для производства бурильных труб.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходными материалами в данной работе являлись сталь марки 32ХГМА группы прочности S по API 5DP и сталь марки 40ХН2МА в виде горячекатаных бесшовных труб с внешним диаметром 73 мм и толщиной стенки 9 мм. Химический состав выбранных сталей, полученный с помощью оптико-эмиссионного спектрометра Labspark 1000, представлен в таблице 1.

Для стали 32ХГМА предварительная термообработка включала закалку от 870 °С и отпуск при 580 °С с водяным охлаждением в спреере. Для стали 40ХН2МА термообработка состояла из нормализации при 880 °С, закалки от 860 °С с охлаждением в водополимерную смесь, отпуска при 580 °С с охлаждением на воздухе. Механические свойства материалов после термической обработки приведены в таблице 2.

Сварка трением осуществлялась с использованием 60-тонной машины производства компании Thompson Friction Welding. Режимы сварки представлены в таблице 3. В данной работе изменяли силу при трении при неизменной силе при проковке, скорости вращения и осевого укорочения.

**Таблица 1.** Химический состав сталей, мас. %  
**Table 1.** Chemical composition of steels, wt. %

Марка стали	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
32ХГМА	0,32	0,82	0,36	0,005	0,010	0,98	0,15	0,14	0,31
40ХН2МА	0,44	0,49	0,25	0,005	0,008	0,72	1,24	0,20	0,14

**Таблица 2.** Механические свойства сталей 32ХГМА и 40ХН2МА после термической обработки  
**Table 2.** Mechanical properties of 32HGMA and 40HN2MA steels after heat treatment

Сталь	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение, %	KCV, Дж/см <sup>2</sup>
32ХГМА	777–792	894–907	14,5–15,5	87,5–92,4
40ХН2МА	870–885	984–998	10,5–11,0	73,8–78,9

**Таблица 3.** Параметры ротационной сварки трением  
**Table 3.** Rotary friction welding parameters

№ режима (образца)	Сила при трении, кН	Частота вращения при трении, об/мин	Сила при проковке, кН	Осадка при трении, мм
1	100	600	220	7
2	145			

Часть образцов, сваренных трением, подвергалась отпуску при температуре 550 °С в течение часа в камерной печи SNOL.

Изучение микроструктуры проводили на поперечных шлифах после травления 4%-м раствором азотной кислоты в этаноле. Макроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Olympus DSX1000 (Япония). Исследование микроструктуры и фрактографический анализ образцов после испытаний на ударный изгиб осуществляли с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 (Япония) при ускоряющем напряжении 5 кВ. Анализ зоны сопряжения сталей с применением метода дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) проводился на растровом электронном микроскопе ThermoScience Scios 2 LoVac (Япония) с приставкой Oxford Instrument Symmetry EBSD Detector (Япония) с использованием программного комплекса AZtec. Параметры микроскопа в момент съемки были следующие: ускоряющее напряжение – 20 кВ, ток зонда – 410 нА, шаг сканирования – 0,1 мкм.

Для определения доли остаточного аустенита в образцах вблизи сварного стыка применяли рентгеноструктурный анализ. Исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3М (Россия) с использованием медного K<sub>α</sub> излучения при ускоряющем напряжении 40 кВ, силе тока 30 А, в интервале углов 30...90° с автоматической регистрацией данных. Объемную долю

аустенита рассчитывали по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных линий J(III) аустенита и J(Π0) феррита по формуле:

$$A_{\text{ост}}, \% = \frac{100}{\frac{J(\Pi 0)\alpha}{J(\text{III})\gamma} \times 0,742 + 1},$$

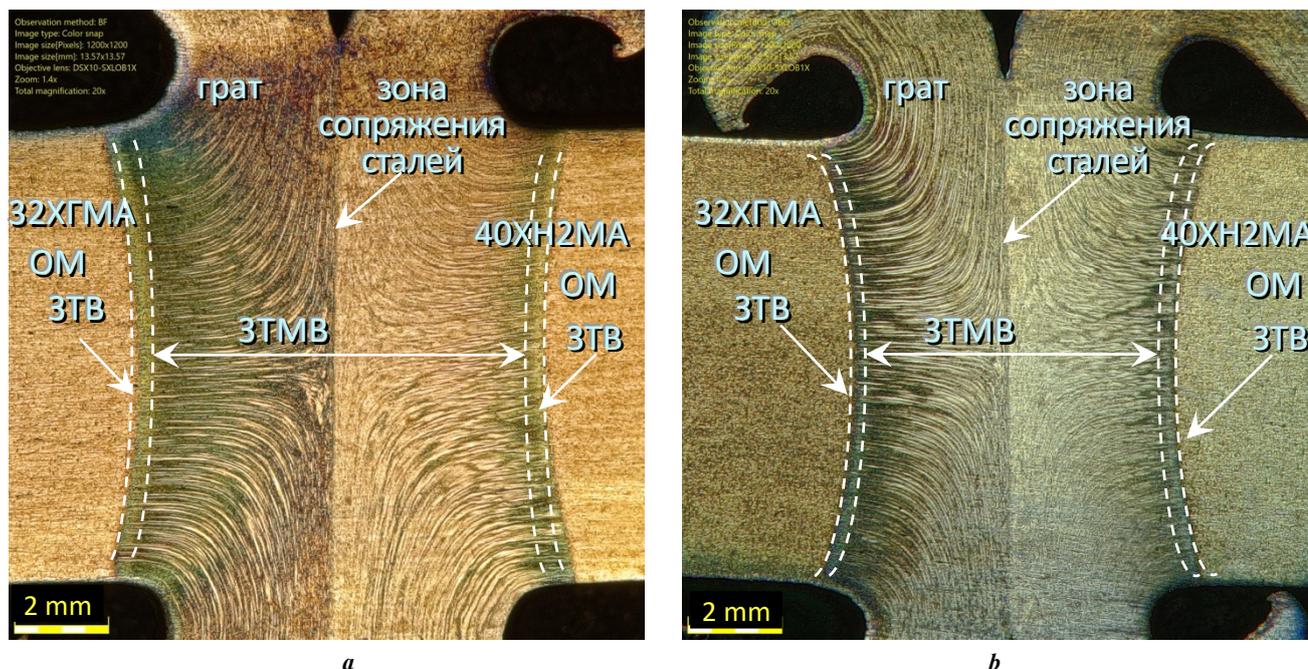
где A<sub>ост</sub> – доля остаточного аустенита;  
J(Π0)α – интенсивность дифракционной линии феррита;  
J(III)γ – интенсивность дифракционной линии аустенита.

Испытания на ударный изгиб по Шарпи на образцах с V-образным концентратором напряжений проводились на маятниковом копре WANCE PIT-100 (Китай). Образцы для определения ударной вязкости имели размеры 5×10×55 мм. Концентратор напряжений был нанесен в зоне стыка двух сталей. Значения ударной вязкости определялись как среднее значение для трех идентичных образцов.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Микроструктура

На рис. 1 приведены фотографии макроструктуры сварных соединений, полученных при различном усилии при трении. Примерно одинаковый объем выдавленного металла (грата) со стороны обеих сталей указывает на их



**Рис. 1.** Макроструктура сварного соединения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученного ротационной сваркой трением: **а** – образец № 1; **б** – образец № 2.  
 ОМ – основной металл; ЗТМВ – зона термомеханического влияния; ЗТВ – зона термического влияния  
**Fig. 1.** Macrostructure of welded joint of 32HGMA and 40HN2MA steels produced by rotary friction welding:  
**a** – sample No. 1; **b** – sample No. 2.  
 OM – base metal; ЗТМВ – thermomechanically affected zone; ЗТВ – heat-affected zone

близкие механические свойства при повышенных температурах. В обоих образцах в области сварки выделены три характерные зоны: зона стыка, зона термомеханического влияния (ЗТМВ), зона термического влияния (ЗТВ). Далее следует зона основного металла. Для ЗТМВ характерна структурная неоднородность, обусловленная влиянием термомеханического цикла сварки, а также пластической деформацией металла при сварке и текстурой металла исходных труб, полученных горячей прокаткой. Вблизи стыка можно выделить участок с параллельным расположением волокон относительно плоскости контакта заготовок. За ним следует частично деформированная зона, в которой нити текстуры искривлены. Далее следует зона с линиями текстуры, параллельными плоскости проката трубной заготовки. Такое строение сварного соединения также наблюдалось в работе [10]. С увеличением силы при трении произошло сокращение общей протяженности ЗТМВ с 7,7 мм в образце № 1 до 6,7 мм в образце № 2.

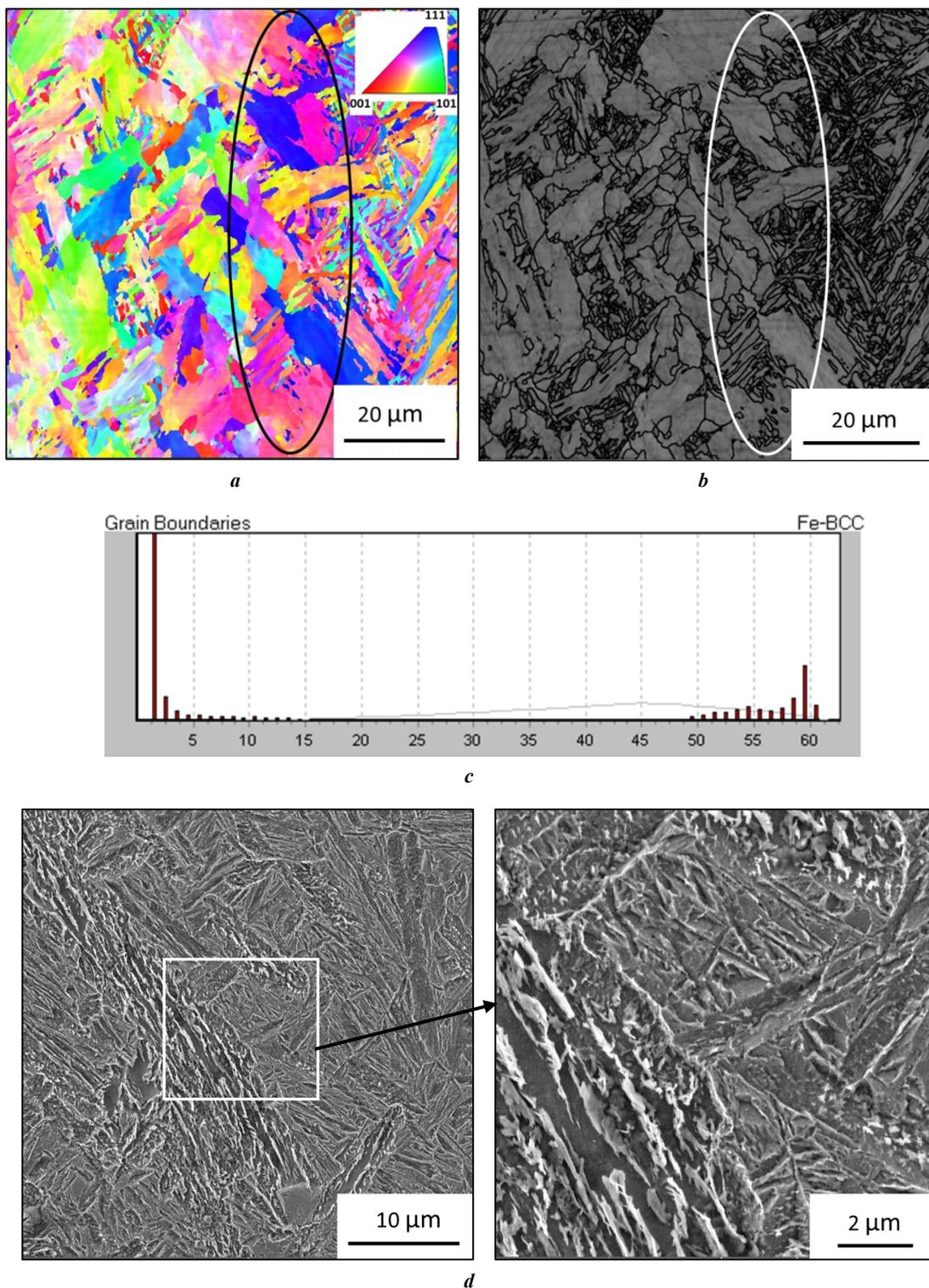
На рис. 2 и 3 представлены фотографии микроструктуры зоны сопряжения сварных соединений. Видно, что четкой границы между сталями не наблюдается, что, в свою очередь, указывает на образование общих аустенитных зерен в процессе совместной рекристаллизации при сварке. Образованная микроструктура преимущественно игольчатого строения, что указывает на то, что превращение аустенита происходило в низкотемпературной области. Размер бывшего аустенитного зерна достигает 40 мкм. При этом внутренняя структура зерен аустенита сильно фрагментирована и состоит из отдельных участков кристаллитов, вытянутых в одном направлении. Наличие

развитой субструктуры обусловлено процессами динамической рекристаллизации аустенита при сварке.

Кинетика превращения деформированного аустенита исследуемых образцов различается ввиду отличий в морфологии фазовых составляющих образованной микроструктуры. В микроструктуре образца № 1, полученного при меньшей силе при трении, в пределах одного зерна аустенита произошло образование микроструктуры верхнего бейнита и мартенсита (рис. 2 д). Мартенситные участки отличаются игольчатым строением и сильной разориентацией кристаллитов. Очевидно, что  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение в них происходило на завершающем этапе в областях, обогащенных углеродом.

Зарождение и рост мартенситных кристаллов происходили как от границ, так и от субграниц деформированного аустенита. Образование верхнего бейнита наблюдается преимущественно со стороны стали 32ХГМА. Морфологически в микроструктуре можно выделить два типа верхнего бейнита, отличающихся особенностями строения карбидной фазы. В одном случае она имеет вытянутую пластинчатую форму и непрерывно располагается на границах реек феррита. В другом – карбидная фаза сосредоточена внутри зерен бейнитного феррита с размером частиц 0,1–0,2 мкм. Очевидно, что в первом случае бейнит имеет более грубое строение и образован при более высоких температурах превращения.

В образце № 2, полученном при большем усилии при трении, в микроструктуре зоны сопряжения присутствуют только две морфологические составляющие  $\alpha$ -фазы – пластинчатый бейнит и реечный мартенсит. Сгруппированные в пакеты вытянутые кристаллы реечного бейнита размером 5–15 мкм, возникшие в нижнем



**Рис. 2.** Микроструктура зоны сопряжения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА в сварном соединении, полученном ротационной сваркой трением, режим № 1:

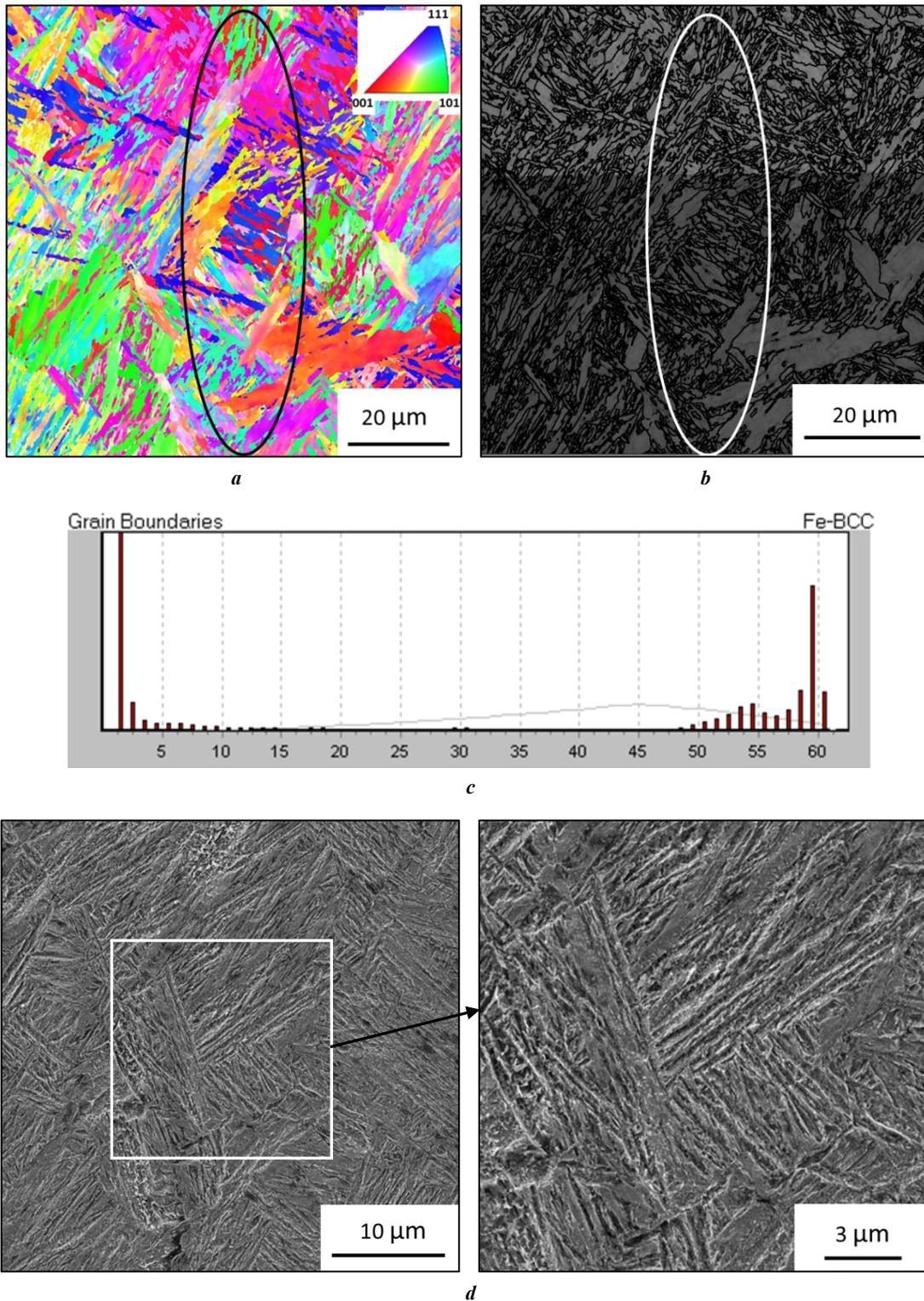
**a** – карта кристаллографических разориентировок; **b** – микроструктура с нанесением большеугловых границ (15°);

**c** – спектры межкристаллитных границ; **d** – СЭМ-изображение

**Fig. 2.** Microstructure of the interface of 32HGMA and 40HN2MA steels in a welded joint produced by rotary friction welding, mode No. 1:

**a** – crystallographic misorientation map; **b** – microstructure with high-angle boundaries (15°);

**c** – spectra of intercrystalline boundaries; **d** – SEM image



**Рис. 3.** Микроструктура зоны сопряжения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА в сварном соединении, полученном ротационной сваркой трением, режим № 2:  
**a** – карта кристаллографических разориентировок; **b** – микроструктура с нанесением большеугловых границ (15°);  
**c** – спектры межкристаллитных границ; **d** – СЭМ-изображение  
**Fig. 3.** Microstructure of the interface of 32HGMA and 40HN2MA steels in a welded joint produced by rotary friction welding, mode No. 2:  
**a** – crystallographic misorientation map; **b** – microstructure with high-angle boundaries (15°);  
**c** – spectra of intercrystalline boundaries; **d** – SEM image

температурном интервале  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, морфологически близки к мартенситу. Микроструктура со сторон обеих сталей идентична.

Исследование с помощью EBSD-анализа позволило установить, что образование бейнитной микроструктуры при низких значениях усилия при трении привело к снижению доли большеугловых границ (рис. 2 с). Внутри зерен бейнитного феррита наблюдается развитая субструктура сетчатого строения, образованная малоугловыми границами. При этом реечной морфологии микроструктуры  $\alpha$ -фазы, образованной при более высоких значениях силы при трении, свойственна более высокая плотность большеугловых границ, находящихся в углах разориентации от 49 до 60° (рис. 3 с).

Методом рентгеноструктурного анализа определена доля остаточного аустенита в зоне сопряжения сталей. Установлено, что остаточный аустенит в количестве 2–3 % обнаружен в образце № 2, сваренном при большей силе при трении. В образце № 1 доля остаточного аустенита составляет менее 1 %.

Послесварочный отпуск привел к развитию диффузионных процессов с дополнительным образованием карбидных фаз как внутри, так и по границам исходной  $\alpha$ -фазы (рис. 4, 5). В структуре верхнего бейнита опущенного образца № 1 наблюдается разбиение и частичная коагуляция длинных цементитных пластин (рис. 4). В участках мартенситной микроструктуры произошло выделение мелкодисперсных карбидных частиц. Таким образом, структура данного образца после отпуска характеризуется сочетанием участков грубой бейнитной структуры с крупными карбидами и участков более однородного дисперсного строения.

В микроструктуре зоны сопряжения опущенного образца № 2 участки грубого строения отсутствуют (рис. 5). В бейнитной структуре в кристаллах  $\alpha$ -фазы наблюдается развитое субзеренное строение. Микроструктура одно-

родная. Карбидные частицы расположены как по границам исходной  $\alpha$ -фазы, так и внутри кристаллитов.

### Микротвердость

На рис. 6 приведены профили микротвердости в сварных соединениях в исходном состоянии и после отпуска.

В ЗТМВ микротвердость изменяется скачкообразно, что обусловлено неоднородностью микроструктуры ввиду наличия обособленных участков продуктов распада аустенита различной морфологии. Наибольшие значения микротвердости наблюдаются в ЗТМВ со стороны стали 40ХН2МА в состоянии после сварки. При этом в образце, полученном при большем усилии при трении, зафиксировалось максимальное значение 677 HV. По мере удаления от зоны сопряжения наблюдается тенденция к снижению микротвердости. В ЗТВ значения микротвердости практически не отличаются от значений исходных сталей, которые составили 271–288 HV для стали 32ХГМА и 310–347 HV для стали 40ХН2МА. Влияние отпуска отражается в снижении микротвердости в ЗТМВ до значений в диапазоне 256–424 HV, что связано со снижением тетрагональности кристаллической решетки мартенсита и выделением карбидных частиц.

### Ударная вязкость

Результаты определения ударной вязкости в зоне сопряжения сталей приведены в таблице 4, фрактограммы испытанных образцов – на рис. 7.

В состоянии после сварки зона сопряжения сталей обладает низким запасом вязкости, что обусловлено хрупкостью образованных в данной зоне микроструктур. Разрушение во всех случаях протекало по телу бывшего зерна аустенита. Однако в морфологии поверхности разрушения образцов, полученных при различном усилии при трении, наблюдаются некоторые

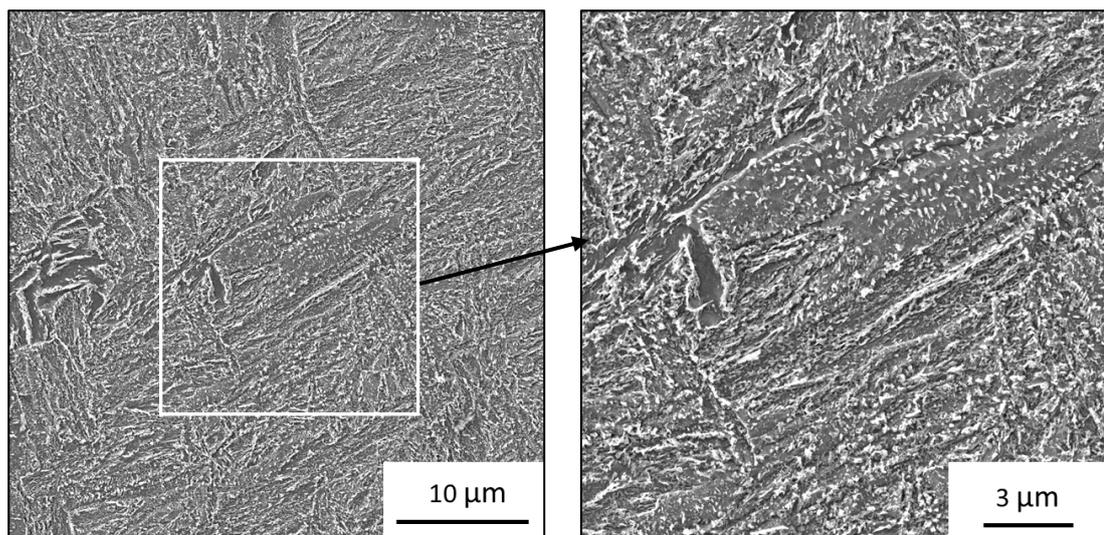
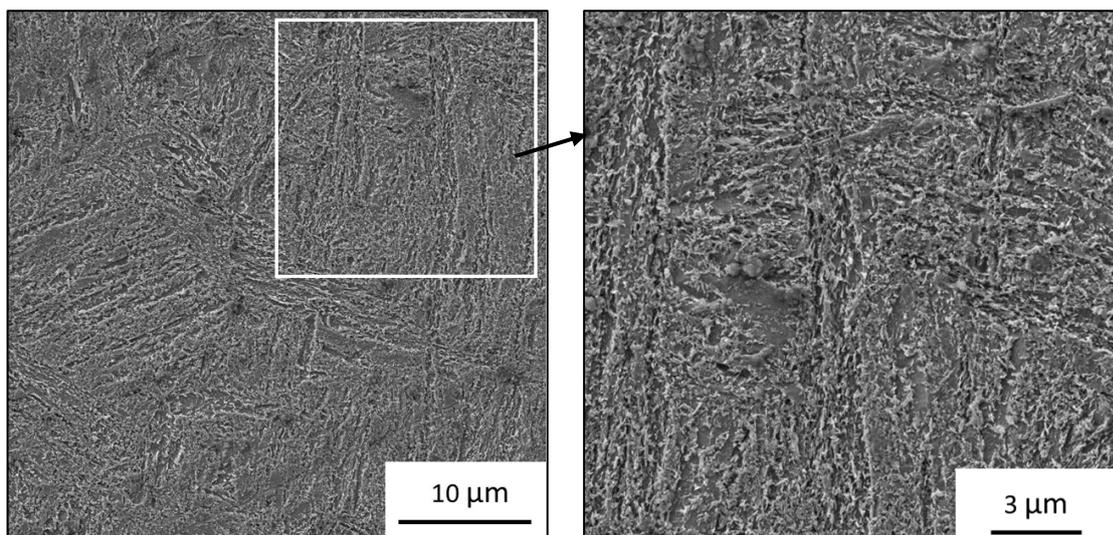


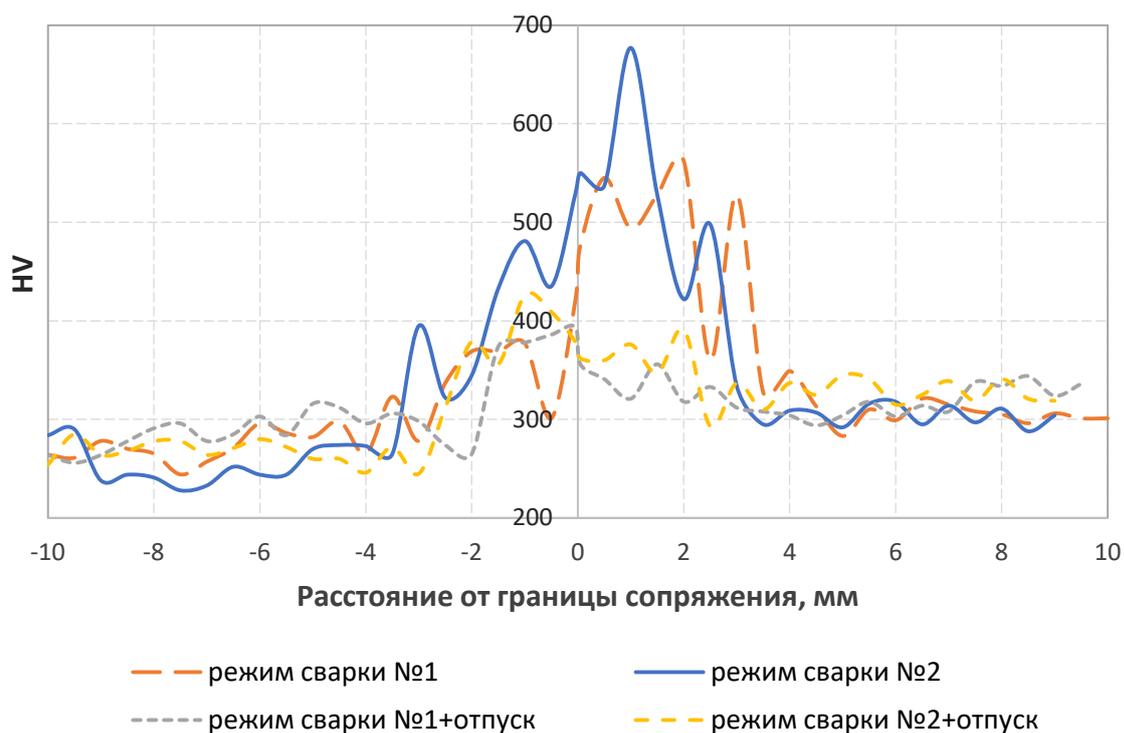
Рис. 4. Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА после отпуска при 550 °С в течение 1 ч, режим сварки № 1

Fig. 4. Microstructure of the interface of the welded joint of 32HGMA and 40HN2MA steels after tempering at 550 °C for 1 h, welding mode No. 1



**Рис. 5.** Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА после отпуска при 550 °С в течение 1 ч, режим сварки № 2

**Fig. 5.** Microstructure of the interface of the welded joint of 32HGMA and 40HN2MA steels after tempering at 550 °C for 1 h, welding mode No. 2



**Рис. 6.** Профили микротвердости в сварных соединениях в исходном состоянии и после отпуска

**Fig. 6.** Microhardness profiles in welded joints in the initial state and after tempering

отличия. Поверхность разрушения образца, полученного по режиму № 1, практически не имеет следов пластической деформации. Механизм разрушения – скол (рис. 7 а). Фасетки транскристаллитного скола представляют собой относительно плоские участки, разориентированные относительно смежных фасеток на неко-

торый угол. Перпендикулярно направлению роста магистральной трещины выявляются вторичные трещины, распространяющиеся вглубь образца.

Образец, полученный по режиму № 2, разрушился с большей долей пластической деформации. Макростроение излома отличается образованием небольшой

Таблица 4. Ударная вязкость зоны сопряжения в сварных соединениях сталей 32ХГМА и 40ХН2МА  
 Table 4. Impact toughness of the interface in welded joints of 32HGMA and 40HN2MA steels

Режим сварки	№ 1	№ 2	№ 1 + отпуск	№ 2 + отпуск
KCV, Дж/см <sup>2</sup>	11,3	18,0	19,3	53,5

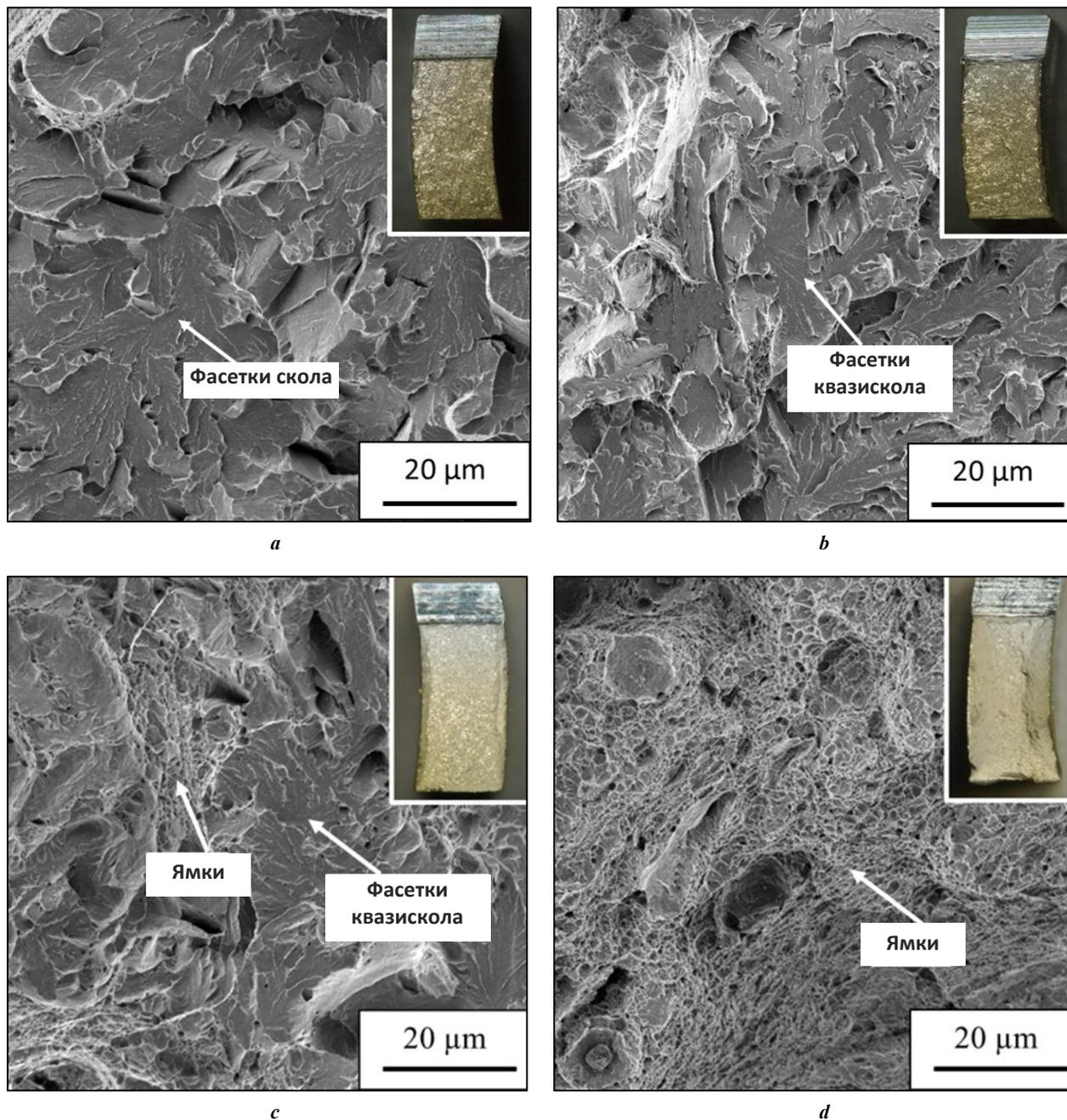


Рис. 7. Фрактограммы образцов сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА после испытаний на ударный изгиб:

*a* – режим № 1; *b* – режим № 1 + отпуск; *c* – режим № 2; *d* – режим № 2 + отпуск  
 Fig. 7. Fractograms of samples of welded joint of 32HGMA and 40HN2MA steels after impact bending tests:

*a* – mode No. 1; *b* – mode No. 1 + tempering; *c* – mode No. 2; *d* – mode No. 2 + tempering

утяжки по краям. В микрорельефе доминирует микро-механизм квазискола. Фасетки квазискола чередуются с ямочным строением (рис. 7 с).

Проведение отпуска способствовало повышению ударной вязкости сварных соединений. При этом максимальное значение  $KCV=53,5$  Дж/см<sup>2</sup> фиксируется в образце № 2, полученном при большем усилии при трении. На поверхности разрушения данного образца наблюдаются следы макропластической деформации в виде образования губ среза (рис. 7 d). Морфология излома полностью представлена ямками вязкого разрушения. На фоне мелкоямочного микрорельефа наблюдаются отдельные крупные ямки, очагами зарождения которых являются крупные частицы.

В отпущенном образце сварного соединения, полученном при меньшей силе при трении, ударная вязкость возросла незначительно по сравнению с исходным состоянием. Распространение трещины в данном случае осуществлялось по механизму квазискола (рис. 7 b). Поверхность разрушения имеет более развитую структуру поверхности по сравнению с состоянием данного образца после сварки и более выраженные гребни отрыва в местах расположения большеугловых границ. Вторичных трещин не обнаружено.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Результаты проведенных исследований подтвердили предположение о влиянии параметра РСТ (силы на этапе трения) на микроструктуру и вязкость зоны сопряжения среднеуглеродистых легированных сталей. Это связано с тем, что с увеличением силы при трении увеличивается температура и степень деформации приконтактных областей заготовок, что согласуется с результатами моделирования процесса РСТ, представленными в работах [17–19]. Данные условия, по всей видимости, привели к подавлению образования грубоигольчатого бейнита в верхнем температурном интервале превращения. Образование грубой микроструктуры верхнего бейнита с большим количеством крупных цементитных частиц, полученной при более низкой силе при трении заготовок, вызывает хрупкость микроструктуры, не устраняющуюся при последующем высоком отпуске. Отрицательное влияние верхнего бейнита на ударную вязкость ранее было отмечено в исследованиях [20–22]. Авторы работы [5] также отмечают связь низкой ударной вязкости в зоне сопряжения соединений с присутствием грубых карбидных частиц на границе раздела, что не противоречит полученным в данной работе результатам.

Таким образом, увеличение силы при трении заготовок на этапе их разогрева в процессе РСТ приводит к повышению вязкопластических свойств границы сопряжения сталей после высокотемпературного отпуска сварных соединений. Такой эффект достигается за счет образования более однородной мелкодисперсной микроструктуры отпущенного мартенсита и нижнего бейнита с развитым субзерненным строением.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. В сварных соединениях среднеуглеродистых легированных сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением, в зоне сопряжения ста-

лей формируется микроструктура, состоящая из участков мартенсита и бейнита различных морфологий. При этом морфология бейнитной составляющей микроструктуры зависит от параметров сварки и кинетики превращения переохлажденного аустенита.

2. Установлено, что при пониженных значениях силы при трении заготовок по завершении сварки в зоне сопряжения сталей образуется грубая микроструктура верхнего бейнита с неравномерными выделениями крупных частиц карбидов, отрицательно влияющая на вязкопластические свойства зоны сопряжения сталей.

3. С увеличением усилия на этапе трения заготовок по завершении сварки происходит формирование более дисперсной структуры речного бейнита, а также повышение плотности большеугловых границ. После высокого отпуска такая микроструктура обеспечивает высокую ударную вязкость в зоне сопряжения сталей за счет преобразования в структуру отпущенного бейнита с развитым субзерненным строением.

4. Вязкость зоны сопряжения сталей можно регулировать режимами сварки, избегая необходимости в полной последующей перекристаллизации зоны сварного шва (закалки и отпуска), что значительно снижает себестоимость изготовления высокопрочных буровых труб.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ovchinnikov D.V., Sofrygina O.A., Zhukova S.Y., Pyshmintsev I.Y., Bityukov S.M. Influence of microalloying with boron on the structure and properties of high-strength oil pipe // *Steel in Translation*. 2011. Vol. 41. № 4. P. 356–360. DOI: [10.3103/S0967091211040188](https://doi.org/10.3103/S0967091211040188).
2. Sofrygina O.A., Zhukova S.Y., Bityukov S.M., Pyshmintsev I.Y. Economical steels for the manufacture of high-strength oil pipe (according to the API Spec5CT standard) // *Steel in Translation*. 2010. Vol. 40. № 7. P. 616–621. DOI: [10.3103/S0967091210070041](https://doi.org/10.3103/S0967091210070041).
3. Засельский Е.М., Тихонцева Н.Т., Савченко И.П., Софрыгина О.А. Разработка и освоение материалов в производстве высокопрочных буровых труб со специальными свойствами // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2021. № 2. С. 37–40. EDN: [XBMMOL](https://www.edn.ru/xbmmol/).
4. Still J.R. Welding of AISI 4130 and 4140 steels for drilling systems // *Welding Journal*. 1997. Vol. 76. № 6. P. 37–42.
5. 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. Part A. P. 197–205. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.04.078](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.04.078).
6. Maalekian M. Friction Welding-Critical Assessment of Literature // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2007. № 12. P. 738–759. DOI: [10.1179/174329307X249333](https://doi.org/10.1179/174329307X249333).
7. Вилль В.И. Сварка металлов трением. М.: Машиностроение, 1970. 176 с.
8. Li Wenya, Vairis A., Preuss M., Ma Tiejun. Linear and Rotary Friction Welding Review // *International Materials Reviews*. 2016. № 61. P. 71–100. DOI: [10.1080/09506608.2015.1109214](https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1109214).

9. 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).
10. 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).
11. Shete N., Deokar S.U. A Review Paper on Rotary Friction Welding // *International Conference on Ideas, Impact and Innovation in Mechanical Engineering*. 2017. Vol. 5. № 6. P. 1557–1560.
12. Cai Wayne, Daehn G., Vivek A., Li Jingjing, Khan H., Mishra R.S., Komarasamy M. A State of the Art Review on Solid-State Metal Joining // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2019. Vol. 141. № 3. Article number 031012. DOI: [10.1115/1.4041182](https://doi.org/10.1115/1.4041182).
13. 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).
14. Калетин А.Ю., Рыжков А.Г., Калетина Ю.В. Повышение ударной вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита // *Физика металлов и металловедение*. 2015. Т. 116. № 1. С. 114–120. DOI: [10.7868/S0015323015010064](https://doi.org/10.7868/S0015323015010064).
15. Майсурадзе М.В., Кукулина А.А., Назарова В.В., Рыжков М.А., Антаков Е.В. Формирование микроструктуры и механических свойств при термической обработке низкоуглеродистых хромоникельмолибденовых сталей // *Металлург*. 2024. № 3. С. 21–30. DOI: [10.52351/00260827\\_2024\\_3\\_21](https://doi.org/10.52351/00260827_2024_3_21).
16. Панин В.Е., Шулепов И.А., Деревягина Л.С., Панин С.В., Гордиенко А.И., Власов И.В. Создание наномасштабных мезоскопических структурных состояний для образования мартенситных фаз в низколегированной стали с целью получения высокой низкотемпературной ударной вязкости // *Физическая мезомеханика*. 2019. Т. 22. № 6. С. 5–13. EDN: [ZGEIOJ](https://www.edn.ru/ZGEIOJ).
17. Celik S., Ersozlu I. Investigation of the mechanical properties and microstructure of friction welded joints between AISI 4140 and AISI 1050 steels // *Materials and Design*. 2009. Vol. 30. № 4. P. 970–976. DOI: [10.1016/j.matdes.2008.06.070](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.06.070).
18. Nan Xujing, Xiong Jiangtao, Jin Feng, Li Xun, Liao Zhongxiang, Zhang Fusheng, Li Jinglong. Modeling of rotary friction welding process based on maximum entropy production principle // *Journal of Manufacturing Processes*. 2019. Vol. 37. P. 21–27. DOI: [10.1016/j.jmapro.2018.11.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.11.016).
19. Geng Peihao, Qin Guoliang, Zhou Jun. Numerical and experimental investigation on friction welding of austenite stainless steel and middle carbon steel // *Journal of Manufacturing Processes*. 2019. Vol. 47. P. 83–97. DOI: [10.1016/j.jmapro.2019.09.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.016).
20. Калетин А.Ю., Счастливцев В.М., Карева Н.Т., Смирнов М.А. Охрупчивание конструкционной стали с бейнитной структурой при отпуске // *Физика металлов и металловедение*. 1983. Т. 56. № 2. С. 366–371. EDN: [TBDJOQ](https://www.edn.ru/TBDJOQ).
21. Зикеев В.Н., Чевская О.Н., Мишетьян А.Р., Филиппов В.Г., Коростелев А.Б. Влияние структурного состояния конструкционных высокопрочных сталей на сопротивление разрушению // *Металлург*. 2021. № 4. С. 15–25. DOI: [10.52351/00260827\\_2021\\_04\\_15](https://doi.org/10.52351/00260827_2021_04_15).
22. Калетин А.Ю., Калетина Ю.В., Симонов Ю.Н. Остаточный аустенит и ударная вязкость конструкционных сталей с бескарбидным бейнитом // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2022. Т. 24. № 4. С. 49–55. EDN: [UZSBWG](https://www.edn.ru/UZSBWG).

## REFERENCES

1. Ovchinnikov D.V., Sofrygina O.A., Zhukova S.Y., Pyshmintsev I.Y., Bityukov S.M. Influence of microalloying with boron on the structure and properties of high-strength oil pipe. *Steel in Translation*, 2011, vol. 41, no. 4, pp. 356–360. DOI: [10.3103/S0967091211040188](https://doi.org/10.3103/S0967091211040188).
2. Sofrygina O.A., Zhukova S.Y., Bityukov S.M., Pyshmintsev I.Y. Economical steels for the manufacture of high-strength oil pipe (according to the API Spec5CT standard). *Steel in Translation*, 2010, vol. 40, no. 7, pp. 616–621. DOI: [10.3103/S0967091210070041](https://doi.org/10.3103/S0967091210070041).
3. Zaslavskiy E.M., Tikhontseva N.T., Savchenko I.P., Sofrygina O.A. Development and implementation of materials in the production of high-strength drill pipes with special properties. *Problemy chernoy metallurgii i materialovedeniya*, 2021, no. 2, pp. 37–40. EDN: [XBMMOL](https://www.edn.ru/XBMMOL).
4. Still J.R. Welding of AISI 4130 and 4140 steels for drilling systems. *Welding Journal*, 1997, vol. 76, no. 6, pp. 37–42.
5. 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, part A, pp. 197–205. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.04.078](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.04.078).
6. Maalekian M. Friction Welding-Critical Assessment of Literature. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2007, no. 12, pp. 738–759. DOI: [10.1179/174329307X249333](https://doi.org/10.1179/174329307X249333).
7. Vill V.I. *Svarka metallov treniem* [Friction welding of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970. 176 p.
8. Li Wenya, Vairis A., Preuss M., Ma Tiejun. Linear and Rotary Friction Welding Review. *International Materials Reviews*, 2016, no. 61, pp. 71–100. DOI: [10.1080/09506608.2015.1109214](https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1109214).
9. 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).
10. 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).

11. Shete N., Deokar S.U. A Review Paper on Rotary Friction Welding. *International Conference on Ideas, Impact and Innovation in Mechanical Engineering*, 2017, vol. 5, no. 6, pp. 1557–1560.
12. Cai Wayne, Daehn G., Vivek A., Li Jingjing, Khan H., Mishra R.S., Komarasamy M. A State of the Art Review on Solid-State Metal Joining. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2019, vol. 141, no. 3, article number 031012. DOI: [10.1115/1.4041182](https://doi.org/10.1115/1.4041182).
13. 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).
14. Kaletin A.Y., Kaletina Y.V., Ryzhkov A.G. Enhancement of impact toughness of structural steels upon formation of carbide-free bainite. *Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 1, pp. 109–114. DOI: [10.1134/S0031918X15010068](https://doi.org/10.1134/S0031918X15010068).
15. Maisuradze M.V., Kuklina A.A., Nazarova V.V., Ryzhkov M.A., Antakov E.V. Microstructure and mechanical property formation of heat treated low-carbon chromium-nickel-molybdenum steels. *Metallurgist*, 2024, vol. 68, no. 3, pp. 322–335. DOI: [10.1007/s11015-024-01732-3](https://doi.org/10.1007/s11015-024-01732-3).
16. Panin V.E., Shulepov I.A., Derevyagina L.S., Panin S.V., Gordienko A.I., Vlasov I.V. Nanoscale mesoscopic structural states in low-alloy steels for martensitic phase formation and low-temperature toughness enhancement. *Physical mesomechanics*, 2020, vol. 23, no. 5, pp. 376–383. DOI: [10.1134/S1029959920050021](https://doi.org/10.1134/S1029959920050021).
17. Celik S., Ersozlu I. Investigation of the mechanical properties and microstructure of friction welded joints between AISI 4140 and AISI 1050 steels. *Materials and Design*, 2009, vol. 30, no. 4, pp. 970–976. DOI: [10.1016/j.matdes.2008.06.070](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.06.070).
18. Nan Xujing, Xiong Jiangtao, Jin Feng, Li Xun, Liao Zhongxiang, Zhang Fusheng, Li Jinglong. Modeling of rotary friction welding process based on maximum entropy production principle. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 37, pp. 21–27. DOI: [10.1016/j.jmapro.2018.11.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.11.016).
19. Geng Peihao, Qin Guoliang, Zhou Jun. Numerical and experimental investigation on friction welding of austenite stainless steel and middle carbon steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 47, pp. 83–97. DOI: [10.1016/j.jmapro.2019.09.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.016).
20. Kaletin A.Yu., Schastlivtsev V.M., Kareva N.T., Smirnov M.A. Embrittlement of structural steel with bainitic structure during tempering. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1983, vol. 56, no. 2, pp. 366–371. EDN: [TBDJQJ](https://www.edn.ru/TBDJQJ).
21. Zikeev V.N., Chevskaya O.N., Mishet'yan A.R., Filippov V.G., Korostelev A.B. Effect of high strength structural steel structural state on fracture resistance. *Metallurgist*, 2021, vol. 65, no. 3-4, pp. 375–388. DOI: [10.1007/s11015-021-01167-0](https://doi.org/10.1007/s11015-021-01167-0).
22. Kaletin A.Yu., Kaletina Yu.V., Simonov Yu.N. Retained austenite and impact strength of structural steels with carbide-free bainite. *Bulletin of PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 49–55. EDN: [UZSBWG](https://www.edn.ru/UZSBWG).

## Interrelation between the microstructure and impact toughness of the interface of welded joints of 32HGMA and 40HN2MA steels produced by rotary friction welding

**Elena Yu. Priymak**<sup>\*1,2,4</sup>, PhD (Engineering), Associate Professor,  
Head of the Laboratory of Metal Science and Heat Treatment,

Director of Research and Educational Center of New Materials and Advanced Technologies

**Artem S. Atamashkin**<sup>2,5</sup>, PhD (Engineering), senior researcher

of Research and Educational Center of New Materials and Advanced Technologies

**Irina L. Yakovleva**<sup>3,6</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), chief researcher  
of the Laboratory of Physical Metallurgy

**Andrey P. Fot**<sup>1,7</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,

Chief Scientific Secretary – Head of Department of Dissertation Councils

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

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

<sup>3</sup>M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)

\*E-mail: e.priymak@zbo.ru

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

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3727-8738>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8918-3066>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2971-7908>

Received 27.02.2025

Revised 21.03.2025

Accepted 10.04.2025

**Abstract:** This paper covers the assessment of the influence of the morphological features of the microstructure of medium-carbon alloyed steels, formed at different forces in the process of rotary friction welding (RFW), on the impact toughness of their interface. The paper presents the results of an experimental study of a joint produced by welding tubular billets of 32HGMA and 40HN2MA steels with an outer diameter of 73 mm and a wall thickness of 9 mm with a change in force at the stage of friction (heating) of the billets. The studies of the microstructure, microhardness and impact toughness

on samples with a V-notch of welded joints were carried out in the initial state after welding and after tempering at a temperature of 550 °C. Macro- and microfractographic analysis of the destroyed samples was carried out. The study shows that the friction force affects the kinetics of phase transformations, phase composition and microstructure homogeneity in the steel junction zone. With a decrease in this parameter of rotational friction welding, the microstructure heterogeneity associated with the occurrence of upper bainite areas with uneven precipitation of large carbide particles increases, which has a negative effect on the viscosity of the steel interface both in the initial state and after tempering; the fracture mechanism is quasi-cleavage. At higher values of the friction force, the density of high-angle boundaries and the dispersion of the bainite microstructure increase, which ensures higher viscosity and energy capacity of destruction with the formation of a pitted microrelief. The obtained results open up space for regulating the visco-plastic properties of welded joints even at the welding stage without subsequent recrystallisation of the weld zone.

**Keywords:** rotary friction welding; medium-carbon alloyed steels; welded joint interface; martensite; bainite; impact toughness.

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

Electron microscope investigations using the electron backscatter diffraction method were carried out at the Center for Collective Use “Testing Center for Nanotechnologies of Advanced Materials” of the Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

Studies using the Tescan Mira 3 scanning electron microscope were carried out at the Center for Collective Use of the Center for Identification and Support of Gifted Children “Gagarin” (Orenburg Region).

**For citation:** Priymak E.Yu., Atamashkin A.S., Yakovleva I.L., Fot A.P. Interrelation between the microstructure and impact toughness of the interface of welded joints of 32HGMA and 40HN2MA steels produced by rotary friction welding. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 73–85. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-6.