

**ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ПОСЛЕСВАРОЧНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА СТРУКТУРНУЮ И МЕХАНИЧЕСКУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ**

© 2017

Е.Ю. Приймак, кандидат технических наук,
доцент кафедры материаловедения и технологии материалов
Оренбургский государственный университет, Оренбург (Россия)
А.В. Степанчукова, аспирант,
инженер-металловед лаборатории «Металловедение и термическая обработка»
ОАО «Завод бурового оборудования», Оренбург (Россия)
Н.Ю. Трякина, кандидат технических наук, инженер 1-й категории
ООО «Газпром трансгаз Екатеринбург», Екатеринбург (Россия)
А.П. Фот, доктор технических наук, главный ученый секретарь
А.С. Атамашкин, аспирант
Оренбургский государственный университет, Оренбург (Россия)

Ключевые слова: ротационная сварка трением; микроструктура; механическая неоднородность; механические свойства; сталь 30ХГСА; сталь 40ХН2МА.

Аннотация: Ротационная сварка трением является одной из перспективных технологий создания высококачественных сварных соединений, которая широко используется в трубной промышленности при производстве буровых труб широкой номенклатуры из среднеуглеродистых легированных сталей. Несмотря на длительное применение данного способа предприятиями России, производящими данный вид продукции, в научной литературе мало опубликованных данных, направленных на подробное изучение структурной и механической неоднородности подобных соединений, в том числе после различных режимов их термической обработки.

В работе произведена оценка структурной и механической неоднородности сварного соединения из сталей 30ХГСА-40ХН2МА, апробируемых для производства геологоразведочных буровых труб, в исходном состоянии и после реализации различных температурно-временных режимов индукционного отжига. Приведены результаты измерения твердости в различных зонах сварного соединения, представлены результаты испытаний на разрыв и ударную вязкость.

В ходе выполнения исследований выявлены особенности фазовых превращений, происходящих в свариваемых материалах в зависимости от температурно-временных факторов, которые повлияли на степень механической неоднородности зоны отжига и уровень механических свойств, включая характер разрушения при ударе. Показано, что механические свойства сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХН2МА при испытании на разрыв в целом определяются свойствами зоны термомеханического влияния стали 30ХГСА как наименее прочного участка, в котором локализуется деформация и происходит разрушение. Выявлено образование закалочных структур при индукционном отжиге со стороны стали 40ХН2МА, влияющих на склонность к хрупкому разрушению зоны сварного стыка. Рекомендованы оптимальные режимы термической обработки данного сочетания сварного соединения с позиции равнопрочности и надежности конструкции.

ВВЕДЕНИЕ

Ротационная сварка трением – это твердофазный процесс, где выделяемое в результате трения тепло используется для получения высококачественного сварного соединения одинаковых или разнородных металлов. Строго локализованное тепловыделение в приповерхностных слоях деталей при таком виде сварки является главной особенностью этого процесса, предопределяющей его энергетические и технологические преимущества, к которым в первую очередь относят высокую производительность [1–3]. Данный способ нашел свое широкое применение при производстве нефтяных и геологоразведочных буровых труб с приварными замками [4; 5].

Однако в процессе сварки трением происходит разогрев металла до температур, превышающих критические, что приводит к изменениям в структуре свариваемых материалов в зонах, подверженных нагреву [3]. В связи с этим сварные соединения, выполненные сваркой трением, характеризуются структурной и механической неоднородностью в зоне термомеханического

влияния (ЗТМВ) и возникновением напряжений, которые возможно устранить последующей термической обработкой [6–8]. Этой проблеме применительно к сварным соединениям труб нефтяного сортамента посвящены работы [9; 10]. Однако необходимо отметить, что конструктивными особенностями современных геологоразведочных труб является гладкоствольность наружной и внутренней поверхности (отсутствие высадки) [11; 12], поэтому зона сварного шва в данном случае является одним из наиболее уязвимых элементов буровой трубы. В связи с этим основными задачами термической обработки являются устранение структурной и механической неоднородности сварных элементов [13–15] и по возможности обеспечение уровня механических свойств, не уступающих основному металлу трубной заготовки.

Цель работы – исследование влияния температурно-временных режимов послесварочной локальной термической обработки на структуру, свойства и механическую неоднородность сварных соединений среднелегированных сталей, апробируемых для производства

геологоразведочных бурильных труб, с выявлением оптимальных режимов, обеспечивающих высокий комплекс механических свойств, в том числе при ударных нагрузках.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала замкового соединения при производстве геологоразведочных бурильных труб диаметром 70 мм и толщиной стенки 5 мм на предприятии ОАО «Завод бурового оборудования» применяется сталь 40ХН2МА, а в качестве материала трубной заготовки впервые апробируется сталь 30ХГСА. Химический состав привариваемых материалов представлен в таблице 1. Обе стали подвергаются объемной термической обработке по режиму закалки и высокого отпуска [16] с получением уровня механических свойств, указанных в таблице 2.

Сварка трением трубных заготовок из исследуемых сталей с целью изготовления экспериментальных образцов осуществлялась в производственных условиях на машине для сварки трением Thompson-60 при частоте вращения заготовок $n=1000$ об/мин и удельном давлении P , равном от 10 до 20 кгс/мм². В процессе трения осуществлялся разогрев заготовок до пластического состояния и схватывание привариваемых частей под давлением с образованием металлических связей.

Индукционный отжиг сварных соединений осуществлялся в производственных условиях на установке индукционного нагрева «ЭЛСИТ-100» непосредственно на трубных заготовках, из которых впоследствии были вырезаны стандартные образцы для механических испытаний и металлографических исследований.

Были исследованы следующие режимы термической обработки: температура отжига 700 °С без выдержки, выдержка 10 с, выдержка 20 с; температура отжига 750 °С без выдержки, выдержка 10 с; температура отжига 800 °С без выдержки.

Температура отжига 700 °С, находящаяся ниже температур фазовой перекристаллизации (для стали 40ХН2МА $A_{c1}=730$ °С [16]), была выбрана из соображений проведения высокого отпуска ЗТМВ сварных соединений и оценки влияния времени выдержки на распад закалочных структур, сформированных при сварке. Температуры отжига 750 и 800 °С соответствовали температурам межкритического температурного интервала исследуемых сталей и их частичной перекристаллизации.

Металлографический анализ, определение твердости и механических свойств осуществлялись по стандартным методикам [17; 18]. В образцах на определение ударной вязкости концентратор напряжения наносился непосредственно в зоне стыка.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Оценка структуры и механической неоднородности сварных соединений после сварки трением

Рассмотрим структурные изменения, произошедшие в металле свариваемых материалов в процессе сварки трением. В ходе травления продольного микрошлифа была выявлена зона термомеханического влияния (ЗТМВ), имеющая более темный цвет (рис. 1). Со стороны стали 30ХГСА протяженность этой зоны составила в среднем около 3 мм, а со стороны стали 40ХН2МА – около 4 мм,

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей (в % по масс.)

| Марка стали | C | Si | Mn | Cr | S | P | Mo | Ni | Cu |
|-------------|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| 40ХН2МА | 0,39 | 0,22 | 0,65 | 0,69 | 0,013 | 0,009 | 0,17 | 1,29 | – |
| 30ХГСА | 0,30 | 0,99 | 0,87 | 0,89 | 0,005 | 0,011 | – | – | 0,01 |

Таблица 2. Механические свойства исследуемых сталей в состоянии перед сваркой

| Марка стали | HRC | Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа | Предел прочности σ_B , МПа | Относительное удлинение δ_5 , % | КСУ, Дж/см ² |
|-------------|-------|---------------------------------------|-----------------------------------|--|-------------------------|
| 40ХН2МА | 32–36 | 916–999 | 1060–1089 | 10–12 | 95–110 |
| 30ХГСА | 29–32 | 852–886 | 956–989 | 15,5–16 | 115–128 |

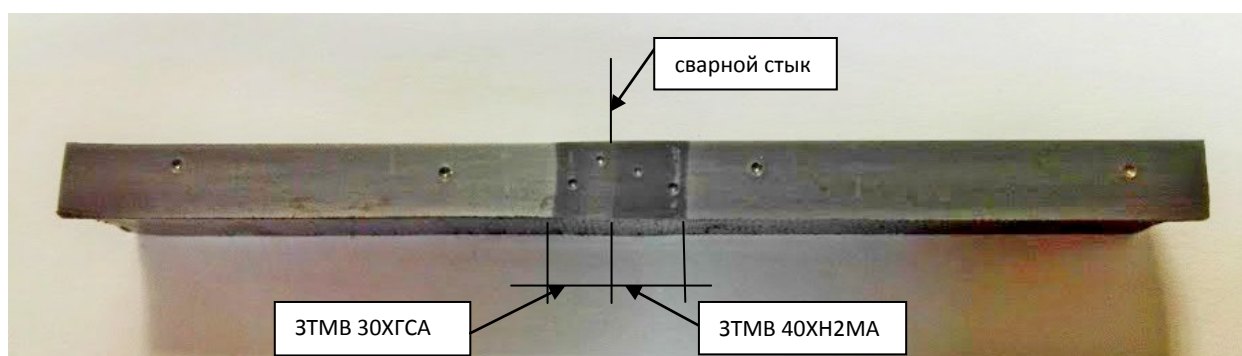


Рис. 1. Макроструктура сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХН2МА после сварки трением

что, вероятно, обусловлено более высокой прокаливаемостью стали 40ХН2МА за счет дополнительного легирования никелем. Ввиду этого тепло, образованное в процессе сварки, отводилось на большую глубину в более легированной стали.

В ЗТМВ сварных соединений наблюдается выраженная металлографическая текстура, ориентированная по направлению деформационного течения материала, что, очевидно, связано с термомеханическим влиянием сварки трением.

При металлографическом исследовании микрошлифа (рис. 2) в ЗТМВ свариваемых материалов было выявлено образование закалочных структур мартенсита, имеющего грубую текстуру и игольчатость (рис. 2 в, 2 г, 2 д). В данной зоне твердость стали 40ХН2МА за счет фазовых превращений повысилась до 54 HRC, а стали 30ХГСА – до 52,6 HRC. Образование закалочных структур в ЗТМВ обеих сталей связано с их локальным разогревом до температур выше температуры их полиморфного превращения и дальнейшим ускоренным охлаждением за счет реализации быстрого теплообмена между узкой, нагретой в процессе трения зо-

ной, и прилегающими областями металла с комнатной температурой.

В переходной зоне к основному металлу значения твердости микроструктуры понижаются за счет ее неполной перекристаллизации при снижении температуры. В этой зоне прослеживаются следы образования закалочной структуры мартенсита в виде светлых не-травящихся частиц (рис. 2 б, 2 е).

Далее следует основной металл, структура которого однородна и соответствует продуктам распада мартенсита закалки – мелкодисперсной феррито-цементитной смеси (рис. 2 а, 2 ж).

Таким образом, в процессе образования сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХН2МА при сварке трением происходит разогрев металла до температур, превышающих критические, и образование закалочных структур с повышенной твердостью в зоне термомеханического влияния. Такие фазовые превращения способствуют механической неоднородности зоны соединения и возникновению остаточных напряжений, которые необходимо устранить последующей термической обработкой [6; 7].

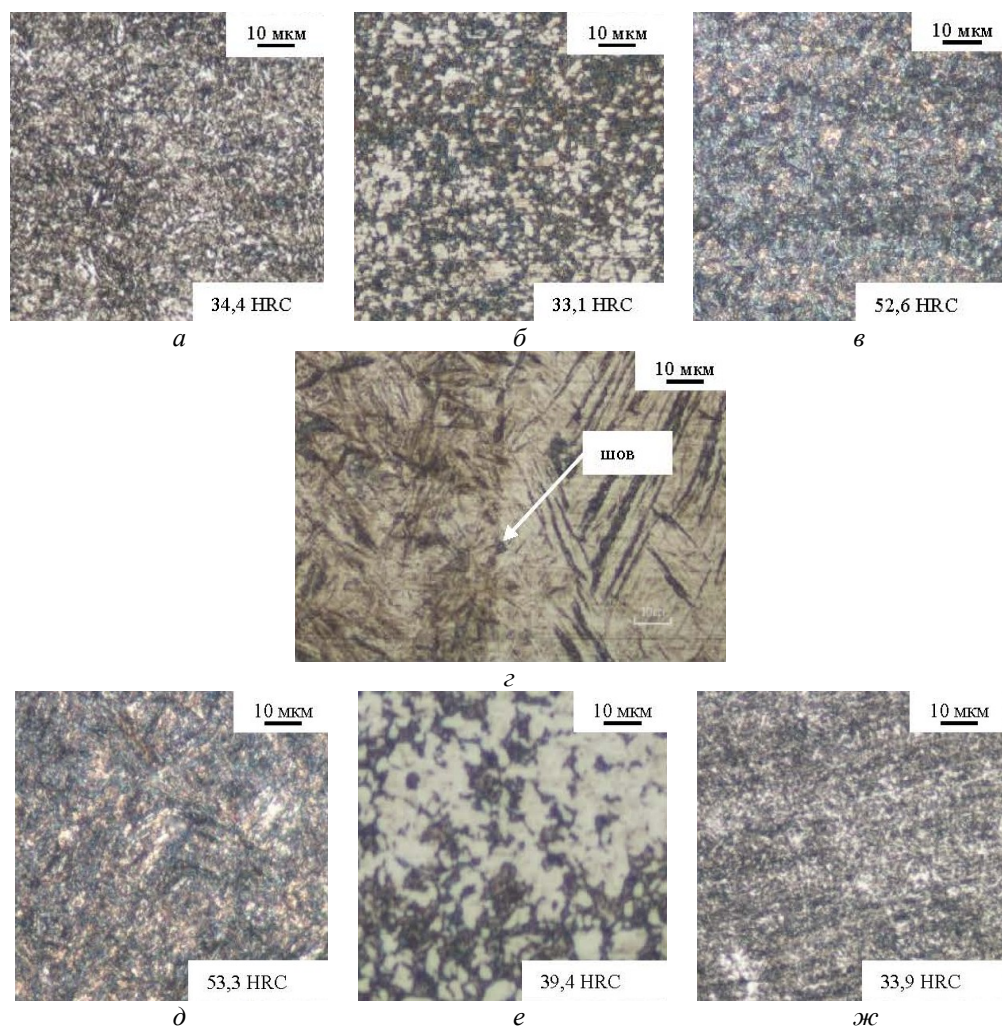


Рис. 2. Микроструктура различных зон сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХН2МА после сварки трением: а – основной металл стали 30ХГСА; б – переходная зона к основному металлу стали 30ХГСА; в – ЗТМВ, сталь 30ХГСА; г – шов (слева 30ХГСА); д – ЗТМВ, сталь 40ХН2МА; е – переходная зона к основному металлу стали 40ХН2МА; ж – основной металл стали 40ХН2МА

Оценка структуры и механической неоднородности сварных соединений после различных режимов термической обработки

Индукционный нагрев обуславливает возникновение зоны отжига в месте осуществления термической обработки протяженностью, соответствующей ширине индуктора [8], т. е. в процессе местной термической обработки сварного соединения происходил нагрев не только зон термомеханического влияния со стороны каждой стали, но и части основного металла. В связи с этим представляется важной оценка структурных изменений, происходящих при термической обработке, во всех зонах, подвергающихся нагреву.

Рассмотрим структурные изменения, произошедшие в различных зонах сварных соединений после реализации различных режимов термической обработки. Металлографический анализ (рис. 3) показывает, что отжиг при температуре 700 °С способствовал распаду закалочных структур в ЗТМВ со стороны каждой стали с понижением уровня твердости до 35,6 HRC в стали 40ХН2МА (рис. 3 д) и до 31,5 HRC в стали 30ХГСА (рис. 3 в).

Можно отметить, что в стали 40ХН2МА характерная для мартенсита реечная структура α -фазы сохра-

няется вплоть до 20 секунд выдержки (рис. 3 г, 3 д) в связи с тем, что легирующие элементы тормозят процессы возврата и рекристаллизации α -матрицы при нагреве [19].

В стали 30ХГСА рекристаллизационные процессы выражены более интенсивно. Следы мартенситоподобной структуры сохраняются до 10 секунд выдержки, после чего начинается рекристаллизация α -матрицы, и зерна феррита приобретают равноосную форму (рис 3 в, 3 г).

Структура основного металла со стороны обеих сталей в зоне индукционного нагрева изменений практически не претерпевает (рис. 3 а, 3 ж).

С повышением температуры отжига до 750 °С (рис. 4) со стороны стали 40ХН2МА в зоне нагрева видны следы перекристаллизации (рис. 4 е, 4 ж), сопровождающейся повышением интегральной твердости до 41,4 HRC. Это обстоятельство указывает на то, что данная сталь подверглась закалке из межкритического интервала температур. При таком нагреве формируется двухфазная структура феррита, сохранившего ориентированность мартенситной структуры, и аустенита, который при последующем охлаждении претерпевает превращение в мартенсит.

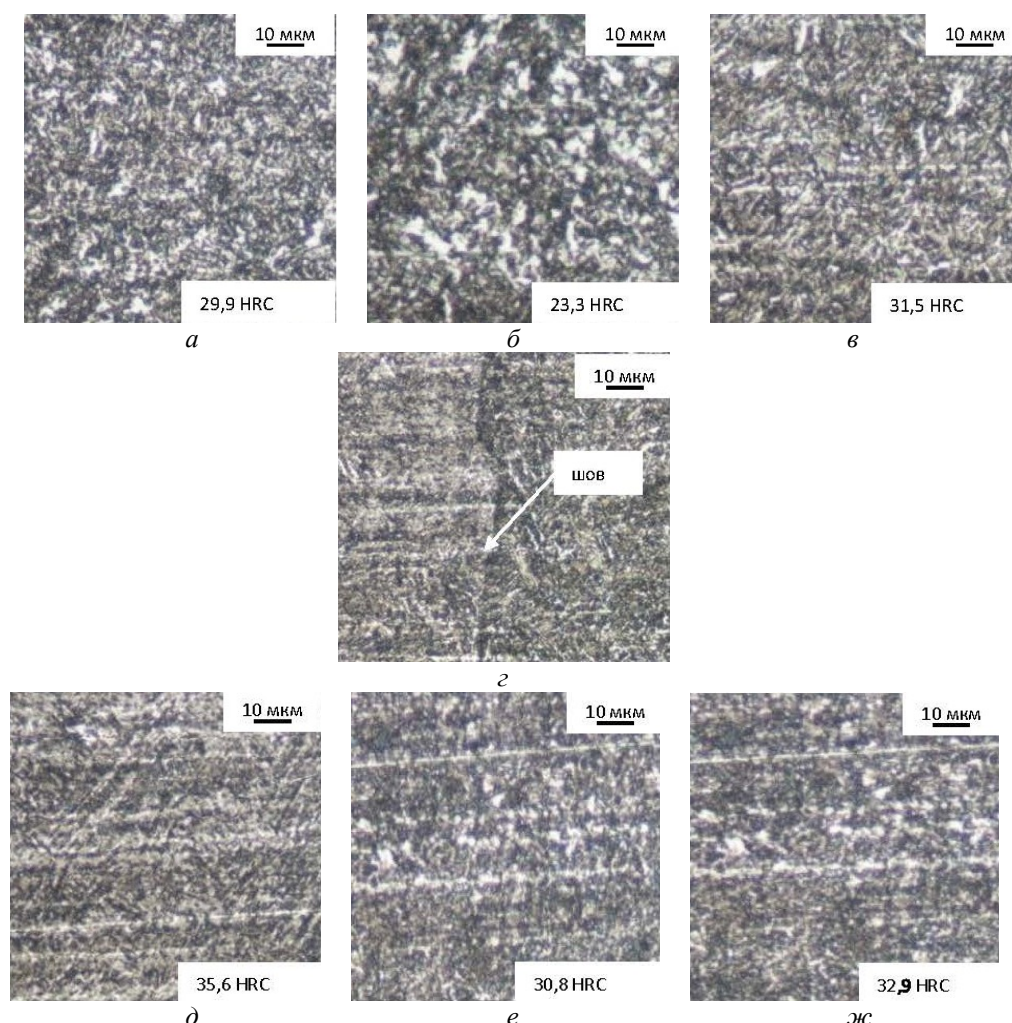


Рис. 3. Микроструктура различных зон сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХН2МА после отжига при 700 °С с выдержкой 20 секунд:

а – зона индукционного нагрева стали 30ХГСА; б – переходная зона к основному металлу стали 30ХГСА; в – ЗТМВ, сталь 30ХГСА; г – шов (слева 30ХГСА); д – ЗТМВ, сталь 40ХН2МА; е – переходная зона к основному металлу стали 40ХН2МА; ж – зона индукционного нагрева стали 40ХН2МА

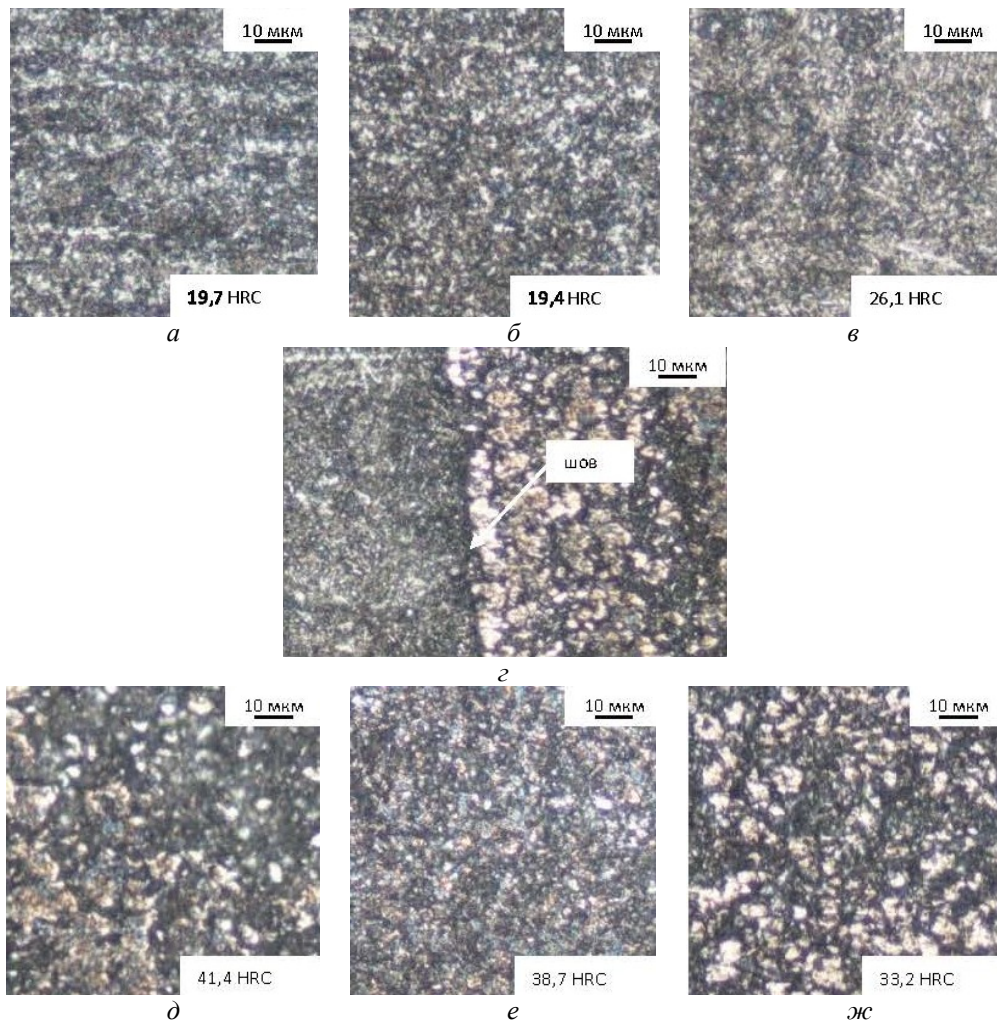


Рис. 4. Микроструктура различных зон сварного соединения сталей 30XГСА-40ХН2МА после отжига при 750 °С с выдержкой 10 секунд:

а – зона индукционного нагрева стали 30XГСА; *б* – переходная зона к основному металлу стали 30XГСА; *в* – 3ТМВ, сталь 30XГСА; *г* – шов (слева 30XГСА); *д* – 3ТМВ, сталь 40ХН2МА; *е* – переходная зона к основному металлу стали 40ХН2МА; *ж* – зона индукционного нагрева стали 40ХН2МА

В процессе выдержки в межкритическом интервале при температуре, соответствующей 750 °С для стали 40ХН2МА, происходит дополнительное повышение твердости, что связано с обогащением аустенита углеродом и увеличением его устойчивости при охлаждении в температурном интервале диффузионного превращения, что облегчает осуществление закалки [19].

В стали 30XГСА при температуре отжига 750 °С происходит отпуск закаленной структуры, сформированной при сварке трением, так как следов перекристаллизации в структуре не обнаруживается. Процессы возврата и рекристаллизации ферритной матрицы способствовали исчезновению следов мартенситоподобной структуры в 3ТМВ и понижению твердости до значений 26,1 HRC (рис. 4 в, 4 г). В переходной зоне к основному металлу структура стали менее однородна (рис. 4 б), что связано с неполной закалкой в данной зоне в процессе сварки и, как следствие, неоднородностью распределения углерода в аустените при последующем отпуске [19]. Значения твердости в данной зоне понизились до 19,4 HRC.

В структуре основного металла стали 30XГСА, подвергшейся нагреву, видны изменения, связанные со структурной наследственностью стали, полученной

в ходе получения трубной заготовки горячей прокаткой. Отмечается появление полосчатости и снижение твердости до 19,7 HRC (рис. 4 а). Таким образом, на данном участке соединения произошел «доотпуск» структуры основного металла, сформированной предшествующей термической обработкой, который сопровождался дополнительным разупрочнением.

Повышение температуры отжига до 800 °С усиливает различие в фазовых превращениях, происходящих в свариваемых материалах (рис. 5). Со стороны стали 40ХН2МА процесс закалки структуры в зоне нагрева интенсифицируется за счет увеличения скорости диффузии и дополнительного обогащения аустенита углеродом. Таким образом, структура в данной зоне имеет специфический характер и состоит из высокоуглеродистого мартенсита и прослоек мелкоигльчатого ориентированного феррита (рис. 5 г, 5 д, 5 е, 5 ж) [19]. Твердость структуры по сравнению с отжигом при температуре 750 °С существенно не изменилась (41,4–41,9 HRC), но при этом в структуре количество мартенситной фазы заметно увеличилось.

В стали 30XГСА при отжиге 800 °С произошла практически полная перекристаллизация структуры

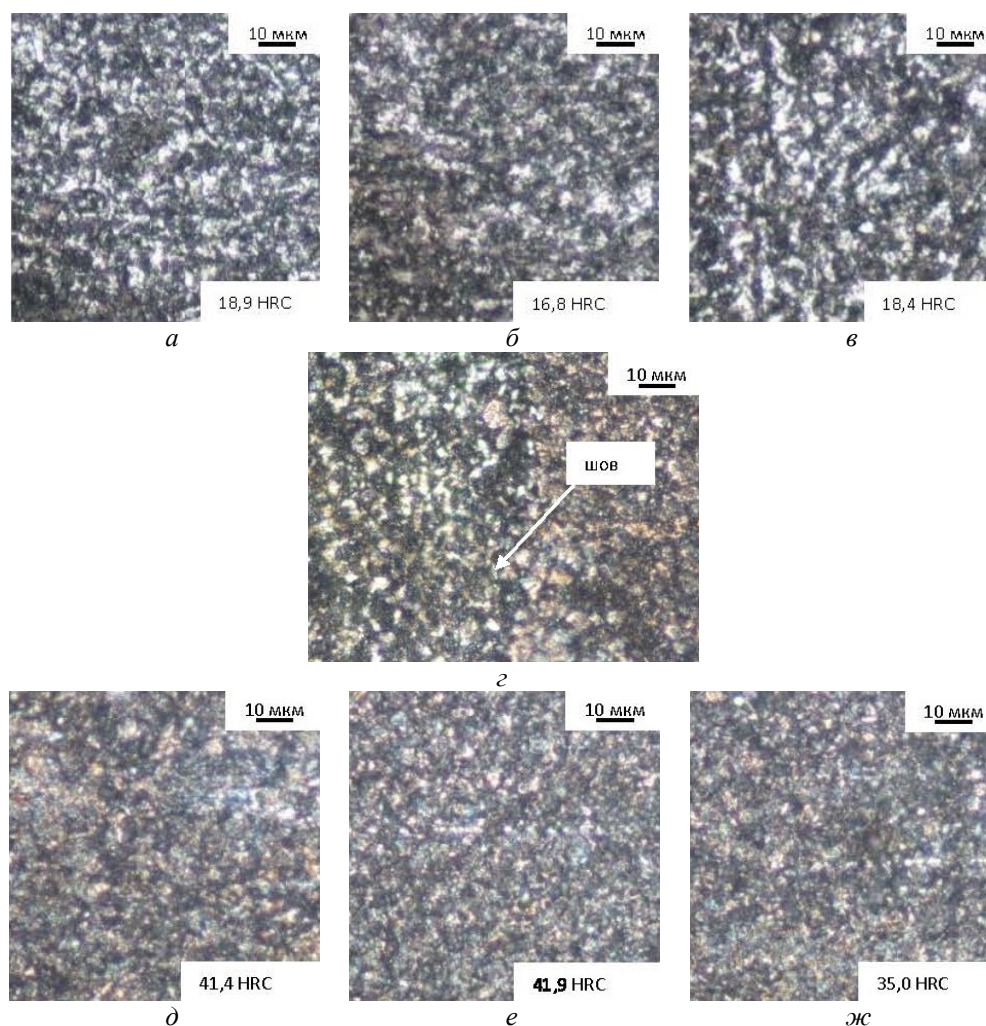


Рис 5. Микроструктура различных зон сварного соединения сталей 30XГСА-40ХН2МА после отжига при 800 °С без выдержки: а – зона индукционного нагрева стали 30XГСА; б – переходная зона к основному металлу стали 30XГСА; в – 3ТМВ, сталь 30XГСА; з – шов (слева 30XГСА); д – 3ТМВ, сталь 40ХН2МА; е – переходная зона к основному металлу стали 40ХН2МА; ж – зона индукционного нагрева стали 40ХН2МА

с последующим диффузионным превращением аустенита и образованием структуры избыточного феррита и карбидов (рис. 5 а, 5 б, 5 в, 5 г). Образованная структура практически одинакова по всей зоне нагрева и имеет твердость в диапазоне от 16,8 до 18,9 HRC, что практически в 2 раза ниже твердости основного металла, находящейся в диапазоне от 29,1 до 35 HRC.

Таким образом, оценивая механическую неоднородность сварного соединения по значениям твердости в различных зонах, можно заключить, что увеличение температуры отжига свыше 700 °С способствует ее повышению в данном сочетании сталей, вызванному различием в характере фазовых превращений при термической обработке.

Анализ механических свойств сварного соединения 30XГСА-40ХН2МА после реализации различных режимов отжига

В таблице 3 представлены значения механических свойств сварных соединений, полученных при испытании на разрыв и ударную вязкость. Необходимо отметить, что разрушение сварного соединения во всех случаях происходило в 3ТМВ со стороны стали 30XГСА как наименее прочного металла. В связи с этим можно

предположить, что значения прочностных свойств сварного соединения в целом соответствуют структурному состоянию зон с пониженной твердостью, образованных в этой стали в ходе сварки и последующей термической обработки. С увеличением температуры и длительности выдержки индукционного отжига происходит закономерное снижение прочностных и увеличение пластических характеристик. Однако если проанализировать значения ударной вязкости, то становится очевидно, что высокие ее значения сосредоточены после реализации температурного режима 700 °С без выдержки и с выдержкой до 20 секунд. В исходном состоянии и после реализации остальных режимов значения ударной вязкости находятся в диапазоне от 48 до 56 Дж/см². Макроанализ образованных в ходе испытаний изломов образцов показал их идентичность как в исходном состоянии, так и после отжига при 800 °С, т. е. они имели светлый цвет, являлись однородными, утяжка по краям разрушения практически отсутствовала [20]. После отжига при 750 °С наблюдались небольшие признаки пластической деформации в виде небольшой утяжки, практически исчезающие с выдержкой при данной температуре в течение 10 секунд. Однако после отжига

Таблица 3. Механические свойства сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХН2МА до и после индукционного отжига

| № | Режим отжига | | σ_{02} , МПа | σ_B , МПа | δ_5 , % | КСУ, Дж/см ² |
|---|--------------|-------------------|---------------------|------------------|----------------|-------------------------|
| | T, °С | время выдержки, с | | | | |
| 1 | без отжига | | 920 | 1010 | 6,0 | 53 |
| 2 | 700 | без выдержки | 845 | 955 | 10,0 | 93 |
| 3 | 700 | 10 | 820 | 930 | 10,5 | 112 |
| 4 | 700 | 20 | 795 | 900 | 11,0 | 124 |
| 5 | 750 | без выдержки | 750 | 840 | 13,3 | 48 |
| 6 | 750 | 10 | 700 | 845 | 16,0 | 49 |
| 7 | 800 | без выдержки | 705 | 835 | 16,5 | 56 |

при 700 °С без выдержки и с выдержкой 20 секунд образованные изломы имели все признаки вязкого разрушения: темный матовый цвет, волокнистое строение и наличие деформационных следов пластической деформации [20].

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

На основании проведенных исследований сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХН2МА в исходном состоянии и после реализации различных температурно-временных режимов отжига можно сделать следующие выводы:

– исследуемые сварные соединения после сварки трением характеризуются структурной и механической неоднородностью, связанной с разогревом металла до температур, превышающих критические, и образованием закалочных структур с повышенной твердостью в зоне термомеханического влияния;

– температура индукционного отжига оказывает существенное влияние на изменение структуры различных зон: при температуре отжига 700 °С происходит распад закалочных структур в ЗТМВ свариваемых материалов; с дальнейшим увеличением температуры отжига происходит частичная перекристаллизация свариваемых сталей с образованием смешанной закалочной структуры в стали 40ХН2МА и структуры нормализации в стали 30ХГСА;

– анализ распределения твердости по сечению сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХН2МА показал, что наименьшая неоднородность сварного соединения, оцениваемая по разнице значений твердости различных зон, наблюдается после отжига при температурном режиме 700 °С, при этом время выдержки оказывает незначительное влияние; наибольшая неоднородность соединения имеет место после реализации режима 800 °С без выдержки;

– анализ результатов испытаний сварных соединений на разрыв показал, что механические свойства соответствуют свойствам разупрочненных участков 30ХГСА, так как разрушение образцов происходит в зоне индукционного нагрева со стороны этой стали; при этом с увеличением температуры и длительности отжига прочностные характеристики понижаются, а пластические возрастают;

– оценка склонности к хрупкому разрушению ЗТМВ сваренных сталей показала, что там, где произошло образование закалочных структур при отжиге, а также в исходном состоянии после сварки, значения ударной

вязкости пониженные, а разрушение при ударе сопровождалось образованием хрупкого бездеформационного излома; в остальных случаях значения ударной вязкости соответствуют уровню основного металла свариваемых материалов и образованные при этом изломы вязкие, отличающиеся большей энергоемкостью и надежностью зоны соединения.

Таким образом, при выборе температурных режимов отжига сварных соединений необходимо учитывать возможность закалки свариваемых материалов на воздухе при данном сечении заготовки, что способствует повышению механической неоднородности зоны соединения и негативно сказывается на его работе в условиях ударного воздействия, несмотря на высокие механические свойства. Учитывая этот факт, для данного случая необходимо выбирать температуры отжига ниже температур полиморфного превращения сваренных сталей, которые будут способствовать отпуску закалочных структур, сформированных при сварке, и получению оптимального комплекса механических свойств соединения в целом. Для исследованного сочетания сталей 30ХГСА-40ХН2МА оптимальным режимом отжига следует считать температуру 700 °С с выдержкой в течение 10 секунд.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ellis C.R.G. Recent Industrial developments in friction welding // *Welding Journal*. 1975. № 8. P. 582–589.
2. Лебедев В.К. Сварка трением. М.: Металлургия, 1987. 487 с.
3. Вилль В.И. Сварка металлов трением. Л.: Машиностроение. Ленингр. отделение, 1970. 176 с.
4. ГОСТ Р 50278–92. Трубы бурильные с приваренными замками. М.: Стандартинформ, 2010. 16 с.
5. ГОСТ Р 51245–99. Трубы бурильные стальные универсальные. М.: ГОССТАНДАРТ России, 1999. 11 с.
6. Земзин В.Н., Шрон Н.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. Л.: Машиностроение. Ленингр. отделение, 1978. 367 с.
7. Винокуров В.А. Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений. М.: Машиностроение, 1973. 396 с.
8. Хромченко Ф.А., Корольков П.М. Технология и оборудование для термической обработки сварных соединений. М.: Энергоатомиздат, 1987. 200 с.

9. Блинов Ю.И., Усов В.А., Поповцев Ю.А. Применение водовоздушного охлаждения для закалки сварного соединения бурильных труб // *Сталь*. 1989. № 3. С. 78–81.
10. Майсурадзе М.В., Юдин Ю.В., Эйсмонт Ю.Г. Водокапельный способ упрочнения сварных соединений бурильных труб // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. № 5. С. 50–54.
11. ISO 100097-1: 1999 (E), Switzerland. 12 p.
12. Лачинян Л.А. Работа бурильной колонны. М.: Недра, 1992. 214 с.
13. Пояркова Е.В., Диньмухаметова Л.С. Влияние механической неоднородности на предельную несущую способность сварных соединений из сталей повышенной прочности // *Научно-технический вестник Поволжья*. 2011. № 6. С. 160–164.
14. Приймак Е.Ю., Трякина Н.Ю. Термическая обработка сварных соединений сталей различных структурных классов, применяемых в теплоэнергетике // *Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных материалов и сплавов: сборник докладов Международной научной конференции*. В 2 т. Т. 2. М.: Машиностроение, 2012. С. 391–402.
15. Диньмухаметова Л.С., Пояркова Е.В. Влияние термоциклической обработки на эксплуатационную стойкость сварных элементов с мягкими прослойками // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2015. № 2-1. С. 36–41.
16. Марочник сталей и сплавов / под ред. В.Г. Сорокина. М.: Интернет Инжиниринг, 2003. 680 с.
17. ГОСТ 6996–66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств. М.: Стандартинформ, 2007. 66 с.
18. ГОСТ 9454–78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. М.: Издательство стандартов, 2003. 10 с.
19. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. М.: Наука и технологии, 2002. 519 с.
20. Герасимова Л.П., Гук Ю.П. Контроль качества конструкционных материалов. М.: Интернет Инжиниринг, 2010. 848 с.
6. Zemzin V.N., Shron N.Z. *Termicheskaya obrabotka i svoystva svarnykh soedineniy* [Thermal treatment and properties of welded joints]. Leningrad, Mashinostroenie. Leningr. otdelenie Publ., 1978. 367 p.
7. Vinokurov V.A. *Otpusk svarnykh konstruktсий dlya snizheniya napryazheniy* [Leave welded structures to reduce stress]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1973. 396 p.
8. Khromchenko F.A., Korolkov P.M. *Tekhnologiya i oborudovanie dlya termicheskoy obrabotki svarnykh soedineniy* [Technology and equipment for heat treatment of welded joints]. Moscow, Energoatomizdat Publ., 1987. 200 p.
9. Blinov Yu.I., Usov V.A., Popovtsev Yu.A. Application of water-air cooling for hardening of a welded joint of drill pipes. *Stal*, 1989, no. 3, pp. 78–81.
10. Maysuradze M.V., Yudin Yu.V., Eysmond Yu.G. Water drop method for hardening welded joints of drill pipes. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2012, no. 5, pp. 50–54.
11. ISO 100097-1: 1999 (E), Switzerland. P. 12.
12. Lachinyan L.A. *Rabota burilnoy kolonny* [The work of the drill string]. Moscow, Nedra Publ., 1992. 214 p.
13. Poyarkova E.V., Dinmukhametova L.S. Influence of mechanical heterogeneity on limiting bearing ability of welded connections from steels of the raised durability. *Nauchno-tekhnicheskiiy vestnik Povolzhya*, 2011, no. 6, pp. 160–164.
14. Priymak E.Yu., Tryakina N.Yu. Influence of mechanical heterogeneity on the ultimate load-bearing capacity of welded joints of steels of increased strength. *Innovatsionnaya deyatelnost predpriyatiy po issledovaniyu, obrabotke i polucheniyu sovremennykh materialov i spлавov: sbornik dokladov Mezhdunarodnoy nauchnoy konferentsii*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2012. Vol. 2, pp. 391–402.
15. Dinmukhametova L.S., Poyarkova E.V. The influence of thermal cyclic treatment on the service durability of welded elements with soft interlayer. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 2-1, pp. 36–41.
16. Sorokina V.G., ed. *Marochnik staley i spлавov* [Marochnik of steels and alloys]. Moscow, Internet Inzhiniring Publ., 2003. 680 p.
17. GOST 6996–66. *Svarnye soedineniya. Metody opredeleniya mekhanicheskikh svoystv* [Welded joints. Methods of mechanical properties determination]. Moscow, Standartinform Publ., 2007. 66 p.
18. GOST 9454–78. *Metally. Metod ispytaniya na udarnyy izgib pri ponizhennykh, komnatnoy i povyshennykh temperaturakh* [Metals. Method for testing the impact strength at low, room and high temperature]. Moscow, Izdatelstvo standartov Publ., 2003. 10 p.
19. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. *Osnovy termicheskoy obrabotki stali* [Basics of heat treatment of steel]. Moscow, Nauka i tekhnologii Publ., 2002. 519 p.
20. Gerasimova L.P., Guk Yu.P. *Kontrol kachestva konstruktсионnykh materialov* [Quality control of construction materials]. Moscow, Internet Inzhiniring Publ., 2010. 848 p.

REFERENCES

1. Ellis C.R.G. Recent Industrial developments in friction welding. *Welding Journal*, 1975, no. 8, pp. 582–589.
2. Lebedev V.K. *Svarka treniem* [Friction welding]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 487 p.
3. Vill V.I. *Svarka metallov treniem* [Welding of metals by friction]. Leningrad, Mashinostroenie. Leningr. Otdelenie Publ., 1970. 176 p.
4. GOST R 50278–92. *Truby burilnye s privarennyimi zamkami* [Drill pipes with weld-on tool joints. Specifications]. Moscow, Standartinform Publ., 2010. 16 p.
5. GOST R 51245–99. *Truby burilnye stalnye universalnye* [Steel universal drill rods. General specifications]. Moscow, GOSSTANDART Rossii Publ., 1999. 11 p.

**THE INFLUENCE OF VARIOUS MODES OF POST-WELD HEAT TREATMENT
ON THE STRUCTURAL AND MECHANICAL HETEROGENEITY OF WELDED JOINTS
OF MEDIUM ALLOY STEELS PRODUCED BY ROTATIONAL FRICTION WELDING**

© 2017

E. Yu. Priymak, PhD (Engineering), Head of Laboratory “Metallurgical science and heat treatment”
Orenburg State University, Orenburg (Russia)

A. V. Stepanchukova, postgraduate student,
engineer-metallurgist of Laboratory “Metallurgical science and heat treatment”
ZBO Drill Industries Inc., Orenburg (Russia)

N. Yu. Tryakina, PhD (Engineering), engineer of 1st category
ООО “Gazprom transgaz Ekaterinburg”, Yekaterinburg (Russia)

A. P. Fot, Doctor of Sciences (Engineering), Chief Scientific Secretary

A. S. Atamashkin, postgraduate student
Orenburg State University, Orenburg (Russia)

Keywords: rotational friction welding; microstructure; mechanical heterogeneity; mechanical properties; 30HGSA steel; 40HN2MA steel.

Abstract: Rotational friction welding is one of the promising technologies for the creation of high-quality welded joints, which is widely used in the pipe industry when producing wide nomenclature drill pipes of medium-carbon alloy steels. Despite the long-term application of this method by the Russian enterprises manufacturing this type of products, there are few published data in the scientific literature aimed at the detailed study of structural and mechanical heterogeneity of such compounds, including after various modes of their heat treatment.

The authors evaluated the structural and mechanical heterogeneity of welded joints of 30HGSA-40HN2MA steels tested to produce geological exploration drill pipes in the initial state and after the application of various temperature-time modes of induction annealing. The paper presents the results of hardness measurement in different areas of welded joint and the results of rupture test and impact-viscosity test.

During the study, the authors determined the peculiarities of phase transformations occurring in welded materials depending on the temperature and time factors that affected the degree of mechanical heterogeneity of the annealing zone and the level of mechanical properties, including the nature of impact fracture. It is shown, that, during the rupture tests, the mechanical properties of welded joints of 30HGSA-40HN2MA steels generally depend on the properties of thermomechanical impact zone of 30HGSA steel as the weakest area where the deformation is localized and the rupture occurs. The authors determined the formation of hardening structures during the induction annealing from the 40HN2MA steel side influencing the tendency for brittle fracture of the welded joint area. Optimal modes of heat treatment of this welded joint combination from the position of full-strength and reliability of the structure are recommended.