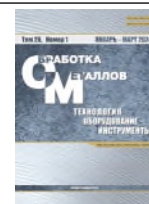




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью металлов сварного шва трубных высокопрочных низколегированных сталей (обзор исследований)

Юлия Карлина^{1, a, *}, Роман Кононенко^{2, b}, Владимир Иванцовский^{3, c}, Максим Попов^{2, d},
Федор Дерюгин^{2, e}, Владислав Бянкин^{2, f}

¹ Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия

² Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

³ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, jul.karlina@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, istu_politeh@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-9244-225X>, ivancivskij@corp.nstu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-2387-9620>, popovma.kvantum@gmail.com;

^e <https://orcid.org/0009-0004-4677-3970>, deryugin040301@yandex.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0007-0488-2724>, borck3420@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017

История статьи:

Поступила: 19 сентября 2023

Рецензирование: 21 октября 2023

Принята к печати: 16 января 2024

Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова:

Сталь
Феррит
Перлит
Бейнит
Мартенсит
Ударная вязкость
Разрушение
Гибридно-лазерная сварка
Стандарты

Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Современная трубопроводная промышленность нуждается в разработке материалов высокой прочности и вязкости для производства сталей для нефте- и газопроводов. Изменения в технологиях производства стали и проката стали вызовом для разработчиков сварочных материалов и технологий соединения. Эта проблема более критична для уровней прочности выше 830 МПа, где отсутствуют специальные правила одобрения сварочных материалов. **Методы исследования.** Разрушение сварных соединений трубопроводов из высококачественной стали в настоящее время становится серьезной проблемой для трубопроводной промышленности. Многофазные микроструктуры, содержащие игольчатый феррит или фазу с преобладанием игольчатого феррита, обладают хорошими комплексными свойствами в сталях HSLA. В данной статье основное внимание уделяется результатам, полученным с использованием современных методов сканирующей электронной микроскопии для микроструктурного анализа, таких как обратно рассеянные электроны (BSE) для контрастной визуализации по каналам электронов (ECCI) и ориентационная микроскопия на основе дифракции обратного рассеяния электронов (ORM), а также характеристические рентгеновские лучи для композиционного анализа с помощью X-лучевой спектроскопии (XEDS) и вторичных электронов (SE) для наблюдения за морфологией поверхности. **Результаты и обсуждение.** В данной работе проведен анализ характеристик микроструктуры сварного шва и ее связи с ударной вязкостью. Показано, что прогнозирование ударной вязкости на основе микроструктурных характеристик металлов сварных швов стали усложняется из-за большого количества задействованных параметров. Для этого необходима оптимальная микроструктура стали. Удовлетворительная микроструктура зависит от нескольких факторов, таких как химический состав, обработка горячей деформацией и ускоренное охлаждение. Леггирующие элементы оказывают комплексное влияние на свойства стали, и обычно в состав стали вводят леггирующие добавки, в том числе Mn, Mo, Ti, Nb и V. С металлургической точки зрения выбор леггирующих элементов и металлургический процесс могут сильно повлиять на полученную микроструктуру. Более длительное время охлаждения демонстрирует тенденцию к улучшению ударной вязкости и снижению механической прочности наплавленных металлов высокопрочных сталей. Сварочные термические циклы вызывают существенные изменения механических свойств основного материала. Проведенный анализ показал, что ударная вязкость сильно зависит от микроструктуры многопроходного сварного шва исследуемого материала, которая содержит несколько источников неоднородности, таких как междендритная сегрегация, а эффективный размер зерна также может быть значимым фактором, объясняющим сильные отклонения значений локальной ударной вязкости. Показано, что игольчатый феррит, зародившийся во внутризеренных включениях, приводит к образованию мелкозернистого переплетенного расположения ферритных пластин, обеспечивающего высокую прочность на разрыв и превосходную ударную вязкость, поэтому он является желательной микроструктурной составляющей в металлах сварного шва стали C-Mn. В то же время дискуссия относительно связи между игольчатым ферритом и ударной вязкостью очень сложна и все еще открыта в настоящее время. Связь ударной вязкости с игольчатым ферритом с учетом верхнего валика не является надежной процедурой даже для однопроходных наплавов. Ударная вязкость зависит от нескольких факторов, и общепризнан сильный эффект игольчатого феррита благодаря его мелкозернистой взаимосвязанной структуре, предотвращающей распространение хрупких трещин в результате раскола. Границы с большим углом разориентации и высокая плотность дислокаций игольчатого феррита обеспечивают высокую прочность и ударную вязкость. Однако для одного и того же количества игольчатого феррита могут наблюдаться разные значения вязкости в зависимости от содержания микролеггирующих элементов в стали. Анализ результатов различных исследований показал, что на ударную вязкость влияют и другие факторы. Например, микрофазы, присутствующие вдоль надреза Шарпи-V, имеют решающее значение для ударной вязкости металлов сварного шва. Объединение методов OM, SEM и EBSD представляет собой интересный метод металлографического исследования уточненной микроструктуры металлов сварных швов трубопроводов из высококачественной стали. **Заключение.** В настоящем обзоре сообщается о наиболее репрезентативном исследовании, касающемся микроструктурного фактора в сварном шве трубных сталей. Обзор включает в себя сводку наиболее важных переменных процесса, свойств материалов, нормативных правил, а также характеристик микроструктуры и механических свойств соединений. Предполагается, что этот обзор поможет читателям с разным опытом, от неспециалистов по сварке или материаловедов до специалистов различных промышленных приложений и исследователей.

Для цитирования: Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью металлов сварного шва трубных высокопрочных низколегированных сталей (обзор исследований) / Ю.И. Карлина, Р.В. Кононенко, В.В. Иванцовский, М.А. Попов, Ф.Ф. Дерюгин, В.Е. Бянкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 26, № 4. – С. 129–154. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-129-154.

*Адрес для переписки

Карлина Юлия Игоревна, к.т.н., научный сотрудник
Национальный исследовательский Московский
государственный строительный университет,
Ярославское шоссе, 26,
129337, г. Москва, Россия
Тел.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

Введение

В обзоре [1] рассмотрены особенности химического состава трубных сталей, способы сварки и нормативные документы, регламентирующие механические свойства. В этой статье рассмо-

трим характеристики микроструктуры сварных соединений.

Известно, что увеличение предела текучести повышает грузоподъемность и снижает стоимость транспортировки. Таким образом, высокая прочность в сочетании с высокой ударной вязкостью и формуемостью является основным требованием в сталелитейной промышленности для трубопроводов [2–10]. Добавление микролегирующих элементов, например Nb, V, Ti и Mo, в сочетании с передовой технологией термомеханического контролируемого управления прокаткой (ТМСП) может обеспечить превосходное сочетание прочности и ударной вязкости [2, 3]. Микролегирующие элементы, такие как Ti и Nb, образуют мелкодисперсные карбидные и карбонитридные выделения при ТМСП высококачественных трубопроводных сталей, которые повышают прочность стали. Установлено, что достаточно однородные дисперсные частицы, содержащие микролегирующие элементы Nb, Ti и V, эффективно тормозят рост аустенитного зерна [11–15]. Кроме того, добавки Mo, Nb и Cu способствовали формированию бейнитной микроструктуры [11–16].

Влияние размера карбида на разрушение может быть косвенно связано с размером зерна. Авторы [3, 11, 12] заметили, что наибольший размер карбидов в микроструктуре пропорционален размеру ферритного зерна в отожженных или нормализованных сталях. Размер зерен важен, даже когда трещины зародились частицами или колониями перлита [11, 12], потому что зерна вокруг источника скола могут контролировать распространение трещины [1–3]. Более крупные зерна, если они присутствуют вокруг источника скола, способствуют росту зародившейся трещины больше критического размера, необходимого для нестабильного распространения, прежде чем она сможет быть заблокирована границей зерна. В результате разрушение происходит при более низком напряжении, чем требуется, когда вокруг начала скола присутствуют более мелкие зерна. Так, отмечается наличие нераспространенных трещин размером с ферритное зерно на поверхности излома [11], большие фасетки скола в зародыше трещины (больше, чем средний размер фасетки) [12–15], и лучшая корреляция между напряжением разрушения и наибольшим напряжением трещин

скола. Размер зерна (а не средний размер зерна) в разрушенных образцах ферритно-перлитной стали [17–25] важен при зарождении и распространении трещины скола.

В то же время следует понимать, что в объеме конструкционного материала пространственные неоднородности могут возникать в различных формах, таких как неоднородное распределение неметаллических включений и выделений, пространственное распределение перлита и феррита, смешанная (мелко- и крупнозернистая) зернистая структура (или кристаллографическая текстура) [1–3]. Авторы [3, 11, 12, 24, 25] пришли к выводу, что пространственная неоднородность в любой форме может привести к более широкому, чем обычно, разбросу результатов вязкости разрушения в зависимости от локальной микроструктуры, отобранной на «критическом расстоянии» (на котором локальное растягивающее напряжение превышает напряжение скола). Размер зерен в сталях может быть неоднородным, а в некоторых стальных пластинах, подвергнутых термомеханическому контролю прокатки (ТМCR), наблюдалось бимодальное распределение зерен феррита по размерам (крупные зерна присутствуют в матрице из мелких зерен) [11]. Следовательно, в зависимости от того, крупные или мелкие зерна находятся у основания надреза, значения напряжения разрушения для бимодальной ферритной структуры могут различаться.

Понимание разброса значений энергии Шарпи для сталей после ТМCR очень важно с промышленной точки зрения. Однако с научной точки зрения трудно изучить влияние гранулометрического состава на ударную вязкость с помощью испытаний по Шарпи. Испытания по Шарпи часто создают сложные поверхности разрушения, которые затрудняют идентификацию исходного места начала расщепления [11, 25–28]. Например, показано [11, 12], что при испытании с тупым надрезом если в активной зоне непосредственно перед корнем надреза присутствует крупнозернистая полоса, то крупные зерна инициируют скол, и это приводит к низкому напряжению разрушения при скалывании. Однако если крупные зерна отсутствуют у основания надреза, то мелкие зерна инициируют скалывание, и значения напряжения разрушения выше. Аналогичным образом в области ударного перехода Шарпи (IT) величина площа-

ди пластического разрушения зависит от расположения крупнозернистой полосы относительно корня надреза. Если крупнозернистая полоса расположена близко к основанию надреза, то разрушение скола начинается с этого места, что приводит к низкой энергии удара. Однако если крупнозернистая полоса расположена далеко от основания надреза, то сначала будет распространяться пластичная трещина, поглощающая более высокую энергию удара.

В работах [3, 11, 12, 15–19] показано, что добавление большого количества микролегирующих элементов представляет собой серьезную проблему для свариваемости трубопроводной стали из-за повышенного эквивалентного содержания углерода ($C_{\text{экв}}$ по российскому стандарту), особенно это касается элементов Ni, V, Cr, Mo и Cu [2, 4, 11–28].

Методы исследований

Прогнозирование ударной вязкости на основе микроструктурных характеристик металлов сварных швов затруднительно из-за большого количества задействованных параметров [1, 11–18]. Обычная практика, связывающая это свойство с микроструктурой последнего валика многопроходной сварки, оказалась неудовлетворительной, поскольку количество игольчатого феррита, наиболее желательного компонента, не всегда может вносить основной вклад в ударную вязкость [20–32]. Такие параметры, как рекристаллизованная фракция, наличие микрофаз и включений, также могут играть важную роль [32–36, 37–48]. Для того чтобы учесть влияние всех этих параметров, метод [38, 39], предложенный Международным институтом сварки (IIW), не является достаточно полным, и поэтому необходимы дополнительные методы. Эта ситуация более актуальна для сварных металлов из высокопрочных сталей, где очень мелкие микроструктуры не могут быть четко определены, что приводит к неправильной идентификации микроструктуры. Использование сканирующей электронной микроскопии в качестве вспомогательного метода к оптической микроскопии уже многие десятилетия успешно применяется для исследования C-Mn и низколегированных металлов сварных швов, главным образом при оценке уточненной микроструктуры. Недавно,

в дополнение к ранее упомянутым методам, дифракция обратного рассеяния электронов (EBSD) также была использована для обеспечения более эффективной аналитической процедуры [49–61]. Этот метод, который дает ценную информацию о границах зерен, полезен для уточненных микроструктур с целью подтверждения таких составляющих, как игольчатый феррит, бейнит и мартенсит.

Механические свойства трубных высокопрочных низколегированных сталей во многом зависят от их сложной микроструктуры. Однако точное количественное влияние отдельных микроструктурных элементов (например, дислокаций, границ зерен, фазовых границ, объемных долей соответствующих компонентов микроструктуры, типов фаз, дисперсии и формы мартенситных островков и др.) [2, 3, 11] обычно нелегко измерить традиционными оптическими методами микроскопии. Таким образом, это общий вопрос, как получить количественные значения типов и количеств этих различных микроструктурных ингредиентов и их топологических особенностей. Различные методы дифракции электронов, используемые в основном в сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), способны дать исчерпывающие ответы на эти вопросы. Современные сканирующие электронные микроскопы с термоавтоэлектронными пушками, различными чувствительными детекторами и гибкими предметными столиками представляют собой чрезвычайно универсальные инструменты для детального и количественного анализа микроструктуры объемных образцов с высоким разрешением, с большой статистикой, в 2D и 3D, а также с возможностью работы в различных видах натуральных наблюдений. Наиболее важными сигналами, которые необходимо обнаружить для микроструктурного анализа, являются обратно рассеянные электроны (BSE) для контрастной визуализации по каналам электронов (ECCI) и ориентационная микроскопия на основе дифракции обратного рассеяния электронов (ORM), а также характеристические рентгеновские лучи для композиционного анализа с помощью X-лучевой спектроскопии (XEDS) и вторичных электронов (SE) для наблюдения за морфологией поверхности.

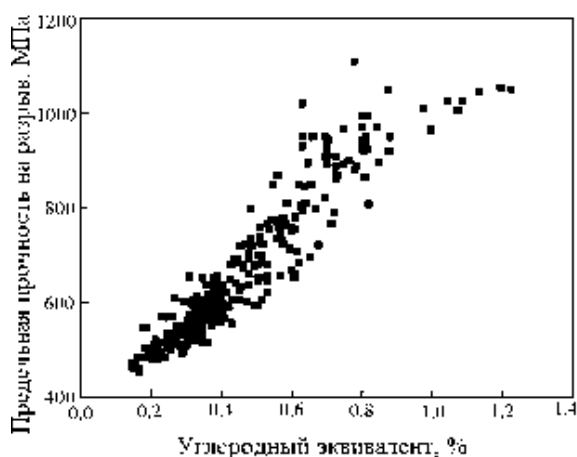
Цель работы заключается в оценке различных микроструктур металлов сварных швов

С-Mn и высокопрочных сталей на основе анализа различных исследований, проведенного методами оптической микроскопии, сканирующей электронной микроскопии и методов EBSD с учетом влияния рекристаллизации в многопроходных сварных швах, микроструктурных составляющих, микрофаз и включений. Задачей анализа является установление взаимосвязи микроструктуры и вязкости некоторых экспериментальных результатов, полученных за последние десятилетия для металлов сварных швов с пределом прочности при растяжении от 400 до 1000 МПа. Анализ выполнен с использованием методики, предложенной в работе [32], для проверки ее эффективности и объяснения поведения ударной вязкости.

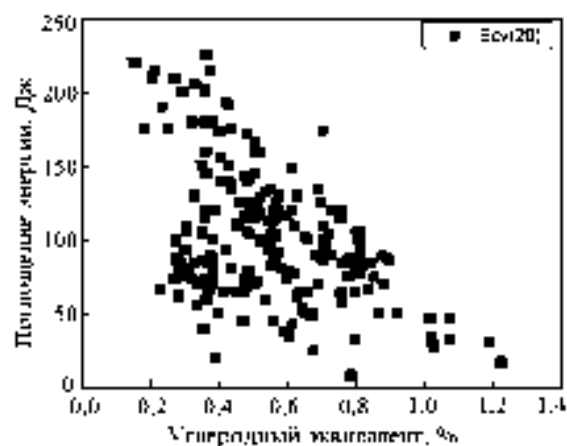
Результаты исследований различных авторов и их обсуждение

Влияние углеродного эквивалента на прочность при растяжении и ударную вязкость металлов шва

На рис. 1 показано влияние углеродного эквивалента на прочность и ударную вязкость металла сварного шва из обзорной работы [32]. В работе [32] показано, что $C_{\text{ЭКВ}}$ имеет хорошую зависимость от предела прочности при растяжении металлов шва (рис. 1, а), и некоторые работы показали почти линейное увеличение предела прочности металла шва при увеличении $C_{\text{ЭКВ}}$.



а



б

Рис. 1. Влияние углеродного эквивалента на прочность при растяжении (а) и ударную вязкость при 20 °С металлов шва (б) [32]

Fig. 1. The effect of the carbon equivalent on the ultimate tensile strength (a) and impact strength at 20 °C of weld metals (b) [32]

Видно, что с увеличением прочности металла наблюдается большой разброс значений, что может быть связано с разной скоростью охлаждения, поскольку высокая прокаливаемость сплавов способствует одинаковой микроструктуре всего металла сварного шва. Однако небольшие отклонения в скоростях охлаждения вызывают существенные изменения количества мартенсита, бейнита и игольчатого феррита [30]. На рис. 2 показано, что высокая полоса разброса наблюдается, когда высокопрочные металлы сварного шва подвергаются охлаждению за разное время пребывания в интервале температур 800–500 °С [4].

Стандарты [5–10] допускают более широкий диапазон легирующих и микролегирующих элементов, поэтому каждый производитель предлагает свой собственный химический состав для достижения требований к квалификации. Углеродный эквивалент $C_{\text{ЭКВ}}$ был включен в стандарт [5], поскольку он обычно связан с прокаливаемостью.

Пределы для $C_{\text{ЭКВ}}$ были рассчитаны на основе минимального и максимального содержания легирующих элементов. Поэтому всегда предпочтительнее более низкое значение $C_{\text{ЭКВ}}$, что указывает на хорошую свариваемость. Американский институт нефти принял две формулы (CE_{IIW}

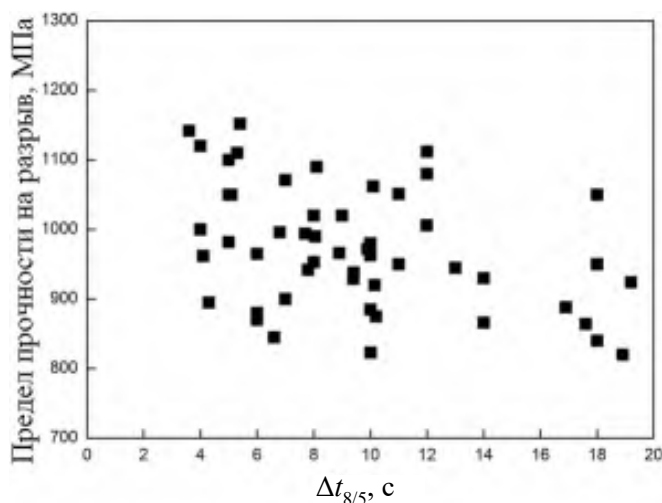


Рис. 2. Влияние скорости охлаждения ($\Delta t_{8/5}$) металла сварного шва на предел прочности на разрыв высокопрочных сталей трубопроводов [4]

Fig. 2. The effect of weld metal cooling rate ($\Delta t_{8/5}$) on the ultimate tensile strength of high-strength pipeline steels [4]

и $CE P_{cm}$) [5] для определения предела углеродного эквивалента для трубной стали класса API PSL 2. Формула CE_{IIW} предоставлена Международным институтом сварки и обычно используется для простых углеродистых и углеродистомарганцевых сталей. В Европе рассчитывается критический параметр металла, обозначаемый P_{cm} . Показатель $CE P_{cm}$ взят из документов Японского общества инженеров по сварке; $CE P_{cm}$ был предложен специально для проверки свариваемости высокопрочных сталей. Баланс превосходной прочности и ударной вязкости может быть нарушен после термоциклирования, которое происходит во время сварки, вызывая плохую ударную вязкость в зоне термического влияния (ЗТВ) [11–19].

Общие вопросы сварки

Современные стали, обладающие высокой прочностью и высокой ударной вязкостью, нашли широкое применение в трубопроводах, судостроении и различных отраслях обрабатывающей промышленности [2, 3]. Изменения в технологии производства стали и процессе прокатки стали представляют собой проблему для производства сварочных материалов и технологии соединения. Важно отметить, что в отличие от производства деформируемой стали прочность и вязкость металлов сварных швов,

как правило, должны достигаться путем легирования [2–4]. Как следствие, из-за сложности сварочных процессов и ограничения тепловложений, а значит, и скоростей охлаждения, вязкость металла шва при низкой температуре ниже, чем основного металла [3, 4]. Кроме того [2–4], микроструктура металлов шва с пределом текучести 600 МПа и выше состоит в основном из бейнита и мартенсита, а не из микроструктуры с преобладанием игольчатого феррита, поэтому расчет основного состава металла шва должен быть различным для каждого случая [2]. Фактически для тех применений, где прочность металла сварного шва, состоящего из игольчатого феррита, недостаточна, необходимо добавление специальных элементов упрочнения для твердого раствора и других легирующих элементов, чтобы замедлить превращение аустенит/феррит и получить мартенситные сварные швы с требуемой высокой прочностью.

В работе [4] исследованы образцы, полученные методом SMAW (Submerged Metal Arc Welding – сваркой «погруженной дугой», автоматической дуговой сваркой металлическим электродом (проволокой) под слоем флюса) и GMAW (Gas Metal Arc Welding – обозначение, используемое для указания на применение метода MIG/MAG при автоматической (роботизированной) сварке). Авторы хотели оценить (рис. 3), может ли использование процесса GMAW способствовать повышению производительности сварных швов высокопрочных сталей при сохранении хорошего качества даже при более низком уровне повторного нагрева. Было обнаружено, что можно получить хорошую взаимосвязь между механической прочностью и ударной вязкостью.

Многопроходная сварка широко используется при производстве труб, кольцевой сварке стыковых соединений труб, а также при сварке в процессе эксплуатации. Для автоматической сварки труб большого диаметра обычно используется метод корневой сварки внутренней сварочной машиной и сварка крышки наружной сварочной машиной [18]. Группа горловины трубы сначала приваривается к внутреннему корню трубопровода с помощью сварочного робота, а затем производится сварка корня шва (горячий проход), далее заполняющего и облицовочного слоев шва сварных соединений, как показано

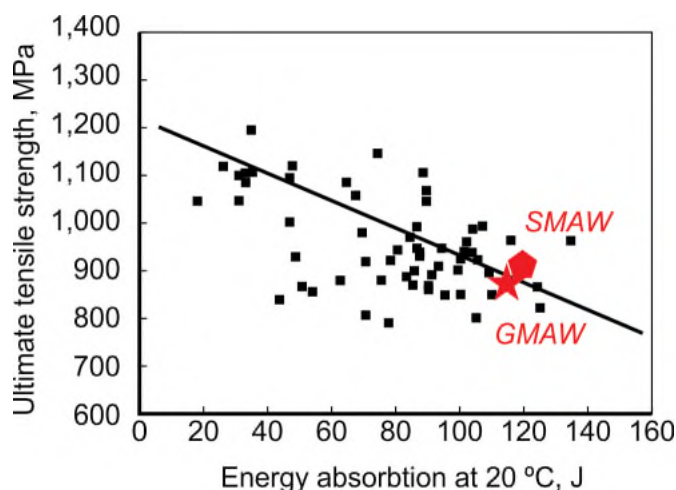


Рис. 3. Зависимость между механической прочностью и ударной вязкостью наплавленных металлов высокопрочных сталей в сравнении с несколькими работами методом SMAW (Submerged Metal Arc Welding) и GMAW (Gas Metal Arc Welding) [4]

Fig. 3. The relationship between the mechanical strength and impact toughness of the weld deposit of high strength steels in comparison with several works by SMAW (Submerged Metal Arc Welding) and GMAW (Gas Metal Arc Welding) method [4]

на рис. 4, где слой 0 – это корневой сварочный шов, слои 1–6 составляют заполняющий слой, а слои 7–8 представляют собой облицовочный слой. Первый слой завершает сплавление корневого шва. Из-за большого количества слоев заполнения вероятность появления брака сильно возрастает.

Термические циклы, возникающие во время сварки, характеризуются диапазоном пиковых температур, которые могут изменить микро-

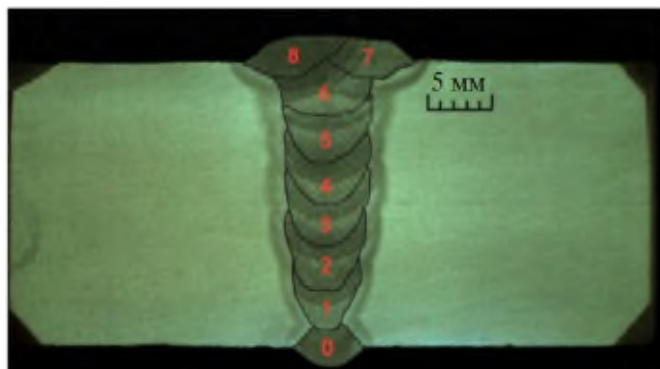


Рис. 4. Поперечный микрошлиф кольцевого сварного соединения труб с узкой разделкой кромок [18]

Fig. 4. Transverse microsection of an annular welded joint of pipes with narrow edge cutting [18]

структуру и свойства ЗТВ по сравнению с основным металлом. Было установлено, что сверхкритические (повторно нагретые выше A_{c3}) и докритические (повторно нагретые ниже A_{c1}) области, полученные в результате второго термического цикла, сохраняют свойства ударной вязкости, сравнимые с исходными.

Среди всех подзон ЗТВ при многопроходной сварке IC-CGHAZ (т. е. ранее существовавшая CGHAZ, повторно нагретая до температурного диапазона между A_{c1} и A_{c3} в последующем сварном шве) считается подверженной наиболее значительному ухудшению ударной вязкости [11–18]. Это подтверждается работами авторов [29, 30], и значительное ухудшение IC-CGHAZ связано с наличием блочной составляющей границы зерен мартенсита-аустенита (М-А).

Хорошо известно, что ЗТВ является самой слабой частью сварного соединения и определяет безопасность эксплуатации трубопровода. В частности, самая низкая ударная вязкость получена в крупнозернистой микроструктуре ЗТВ [16–19], которая примыкает к линии сплавления сварного шва.

Низкая ударная вязкость ЗТВ при низких температурах является основной проблемой, ограничивающей использование высококачественных сталей для трубопроводов [2–4, 11–29].

Описание микроструктур

Необходимо признать, что проблемы сварки высокопрочных сталей далеки от решения. Например, известно, что образующиеся в литом металле шва неметаллические включения оказывают два противоположных влияния на ударную вязкость [30]. Во-первых, включения действуют как места инициации вязкого и скалывающего разрушения [29–31], а во-вторых, они могут способствовать образованию игольчатого феррита, который признан оптимальной микроструктурой [31–42].

Одним из основных требований к соединениям трубопроводов является получение металла сварного шва равной или более высокой прочности, чем у основного материала, во избежание локализации деформации или разрушения сварного шва под нагрузкой. Однако также требуется достаточная прочность, которую обычно проверяют с помощью испытаний на удар по Шарпи. Распространенным решением является разра-

ботка сварочного металла с получением в структуре металла игольчатого феррита (AF), который обеспечивает баланс между прочностью и ударной вязкостью [28, 29]. Этот факт стимулировал обширные исследования механизмов образования AF в металлах сварных швов и определение того, какие факторы контролируют его образование [11–39].

Ключевым фактором формирования AF является химический состав расходуемой сварочной проволоки с точки зрения как изолированного воздействия каждого элемента, так и совместного действия общего состава [29–38].

В обзоре [32] по образованию игольчатого феррита в углеродно-марганцевых наплавках сообщалось, что на образование игольчатого феррита влияют следующие элементы: C, Mn, Si, Ni, Ti, Al, Mo и Nb.

Было исследовано влияние температуры аустенизации в диапазоне 850–1000 °C на игольчатое ферритное превращение в трубопроводной стали X65 HSLA [31]. Как показано на рис. 5, начальная и конечная температуры фазового пре-

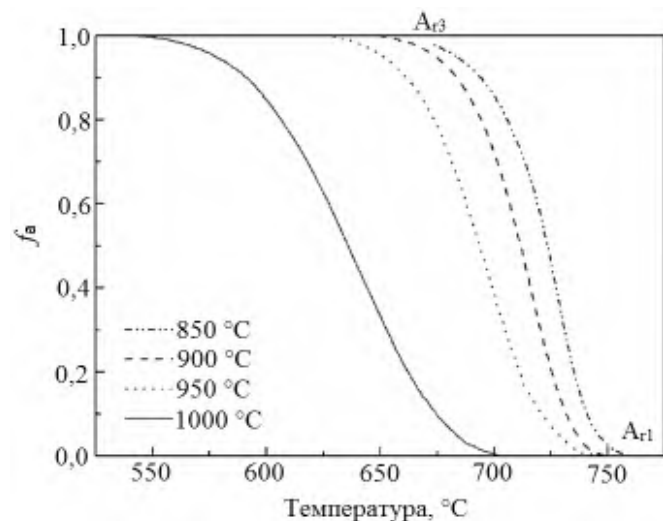


Рис. 5. Доли фазового превращения, определенные dilatометрическими измерениями, в зависимости от температуры при непрерывном охлаждении в образцах трубопроводной стали X65, аустенизированных при различных температурах от 850 °C до 1000 °C [30]

Fig. 5. The fractions of phase transformation determined by dilatometric measurements as a function of temperature during continuous cooling in X65 pipeline steel specimens austenitized at different temperatures from 850 °C to 1,000 °C [30]

вращения во время непрерывного охлаждения, а именно Ar1 и Ar3 соответственно, уменьшались с увеличением температуры аустенизации. Этот результат предполагает, что увеличение аустенизации улучшает стабильность аустенита во время охлаждения и таким образом задерживает разложение аустенита. Продукты распада аустенита стали X65 состоят в основном из полигонального феррита, перлита, игольчатого феррита и др. [30]. Повышение температуры аустенизации способствует образованию игольчатого феррита и препятствует образованию перлита и полигонального феррита (рис. 6).

Более высокая температура аустенизации приводит к более достаточному растворению карбидообразующих элементов, таких как Nb, V и Ti, а также к более достаточной гомогенизации в аустените [30]. Авторы работы [31] считают, что растворенные элементы сплава улучшают стабильность метастабильного аустенита. Таким образом, по мнению авторов, распад аустенита задерживается до более низкой температуры, что также подтверждается рис. 3. В качестве бездиффузионной реакции [32] игольчатое ферритное превращение с большей вероятностью произойдет при относительно низкой температуре, чем контролируемое диффузией перлитное или полигональное ферритное превращение [33], поскольку скорость диффузии атомов снижается с понижением температуры.

Сообщалось, что медь способствует образованию AF при использовании ручной дуговой сварки [32]. Многие элементы будут соединяться с кислородом, присутствующим в металле сварного шва, который можно контролировать с помощью защитного газа и (или) состава металла сварного шва. Реакция кислорода влияет на образование AF, либо способствуя образованию неметаллических включений, таких как оксиды, либо подавляя его.

Некоторые авторы утверждают [29–48], что оксиды действуют как центры зародышеобразования AF, поэтому увеличение содержания кислорода благоприятствует образованию AF. Например, сообщалось [33, 34], что увеличение содержания кислорода до 300 частей на миллион изменило металл сварного шва боковых пластин Видманштеттена на микроструктуру AF [33, 34].

Образованию AF способствуют также крупные зерна аустенита с большим количеством

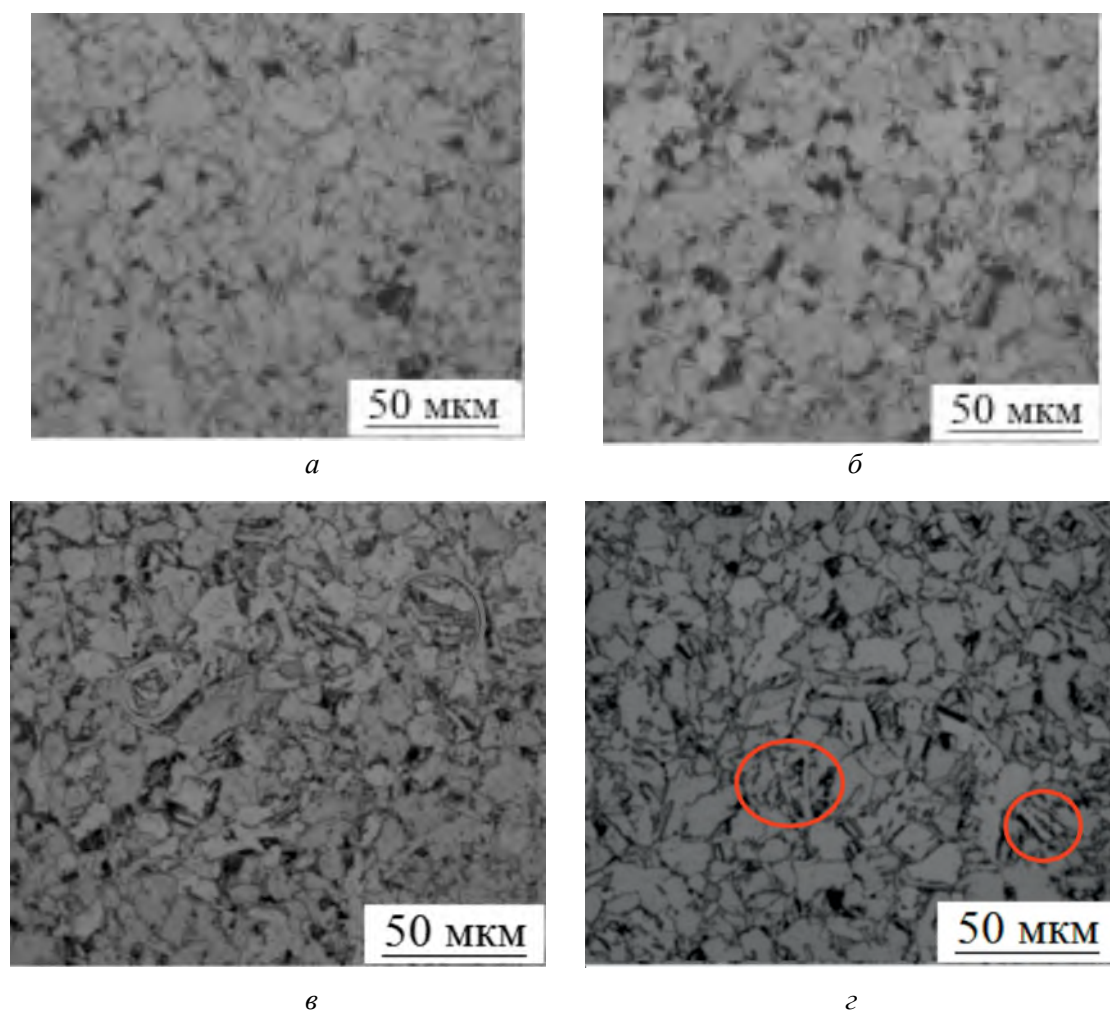


Рис. 6. Оптические микрофотографии образцов трубопроводной стали X65 после непрерывного охлаждения с различными температурами аустенизации: 850 °C (а); 900 °C (б); 950 °C (в); 1000 °C (г) [30]

Fig. 6. Optical micrographs of X65 pipeline steel specimens after continuous cooling with different austenitization temperatures: 850 °C (a); 900 °C (б); 950 °C (в); 1000 °C (г) [30]

включений диаметром более 0,2 мкм. Детали формирования АФ теперь хорошо описаны как разновидность бейнитной структуры в многочисленных работах Bhadeshia и его учеников [48], где показано, что это особый вариант, который зависит от внутризеренного образования [33]. Таким образом, необходимо достичь достаточного предварительного размера аустенитного зерна и числовой плотности неметаллических включений благоприятного химического состава, особенно на основе оксидов титана. Однако было также отмечено во многих работах, что если количество неметаллических включений достигает определенного уровня в зависимости от содержания кислорода, то это оказывает пагубное влияние на ударную вязкость, поскольку

места зарождения трещин превосходят преимущества достижения тонкой структуры АФ.

Два сварочных материала, подходящие для соединения стальных труб X80, сравнивались по микроструктуре металла сварного шва, твердости, ударной вязкости и свойствам растяжения [35]. Химический состав расходных материалов был схожим: один из расходных материалов имел богатый химический состав проволоки и содержал более высокие легирующие добавки С, Ni, Ti по сравнению с обедненной проволокой. Сварка валиков на пластину выполнялась с использованием технологического комплекса газовой дуговой сварки (GMAW) для достижения того же тепловложения 0,66 кДж/мм. Результаты показали, что для обеих проволок микрострук-

тура металла сварного шва в основном состоит из игольчатого феррита. Расходный материал с более богатым химическим составом (C, Ni и Ti) продемонстрировал более высокую прочность и твердость благодаря более тонкой микроструктуре конечного металла сварного шва; однако результаты испытаний на удар по Шарпи показали, что проволока из обедненной химии демонстрирует более высокую ударную вязкость при низкой температуре. Поскольку оба металла сварного шва имели схожую игольчатую ферритную структуру, то меньшая вязкость сварного шва с более богатым химическим составом объяснялась наличием включений титана, которые могут стать местами зарождения трещин.

Влияние метода сварки и предварительного нагрева на металлы сварных швов трубопроводных сталей исследовалось в работе стали HSLA. Известно, что послесварочная обработка снижает прочностные характеристики металла сварного соединения [2, 4]. Результаты исследований [4] по оценке предварительного нагрева до 200 °С сварочной обработки сварных соединений показали тенденцию к снижению механической прочности и увеличению ударной вязкости как следствие некоторых важных аспектов, таких как более низкий процент мартенсита, огрубление микроструктуры и более высокая доля большеугловых границ (> 15 %). Более длительное время охлаждения (время пребывания в интервале температур 800–500 °С) демонстрирует тенденцию к улучшению ударной вязкости и снижению механической прочности наплавленных металлов высокопрочных сталей.

Особенности микроструктуры, влияющие на ударную вязкость металлов шва

Для соединения труб магистрали необходима многопроходная сварка, что приводит к перегреву ЗТВ. Это создает свои особенности термического воздействия на металл и, как следствие, неклассические фазовые и структурные превращения с резкими градиентами температур и напряжений. Зону ЗТВ (HAZ) можно разделить на крупнозернистую ЗТВ (CGHAZ), мелкозернистую (FGHAZ), межкритическую (ICHAZ) и подкритическую (SCHAZ), когда при сварке материала применяется один термический цикл [43].

Когда второй сварочный проход наносится поверх существующего, это приводит к образо-

ванию множества повторно нагретых структур ЗТВ, которые характеризуются соответствующими вторыми пиковыми температурами и включают в себя сверхкритические, межкритические и докритические структуры. Прочность и ударная вязкость стали HSLA для трубопроводов могут значительно ухудшиться после одного или двух термических циклов сварки, поэтому CGHAZ с межкритическим повторным нагревом (ICR) CGHAZ часто считаются самым слабым звеном или наиболее хрупкой областью сварного соединения. Схематическое изображение сварного шва с различными зонами термического влияния представлено на рис. 7 [38].

Различные металлургические факторы, такие как размер зерна аустенита и размер пакета бейнита, а также размер, форма и распределение любой второй фазы (карбидной или мартенситно-аустенитной) могут влиять на вязкость разрушения. В частности, наличие так называемых мартенситно-аустенитных (МА) составляющих, образующихся в ICRCGHAZ, играет решающую роль в вязкости разрушения при низких температурах.

Хотя МА широко изучается в последние десятилетия, влияние скорости охлаждения на его объемную долю остается неоднозначным [23–29]. Некоторые исследователи показали, что увеличение скорости охлаждения увеличивает долю МА. Другие, наоборот, показали [32–35], что более медленная скорость охлаждения уменьшает фракцию МА. Работы [38–48] показали, что для различных сталей наблюдается увеличение доли МА при более низкой скорости охлаждения. Как и в случае влияния скорости охлаждения на фракцию МА, влияние размера, морфологии и распределения зерен МА на ударную вязкость также не установлено. Во многом это связано со сложными факторами, определяющими ударную вязкость, включая фракцию, размер, субструктуру и морфологию МА. Принято считать, что МА ухудшает ударную вязкость трубопроводной стали [4]. Более медленная скорость охлаждения приводит к более грубой структуре МА, что обуславливает низкие характеристики ударной вязкости. В работе [43] сообщалось, что формирование реечного типа (тонкого МА), связанного с плохой ударной вязкостью, происходит при более медленных скоростях охлаждения, в то время как блочное МА формируется при более высокой скорости охлаждения.

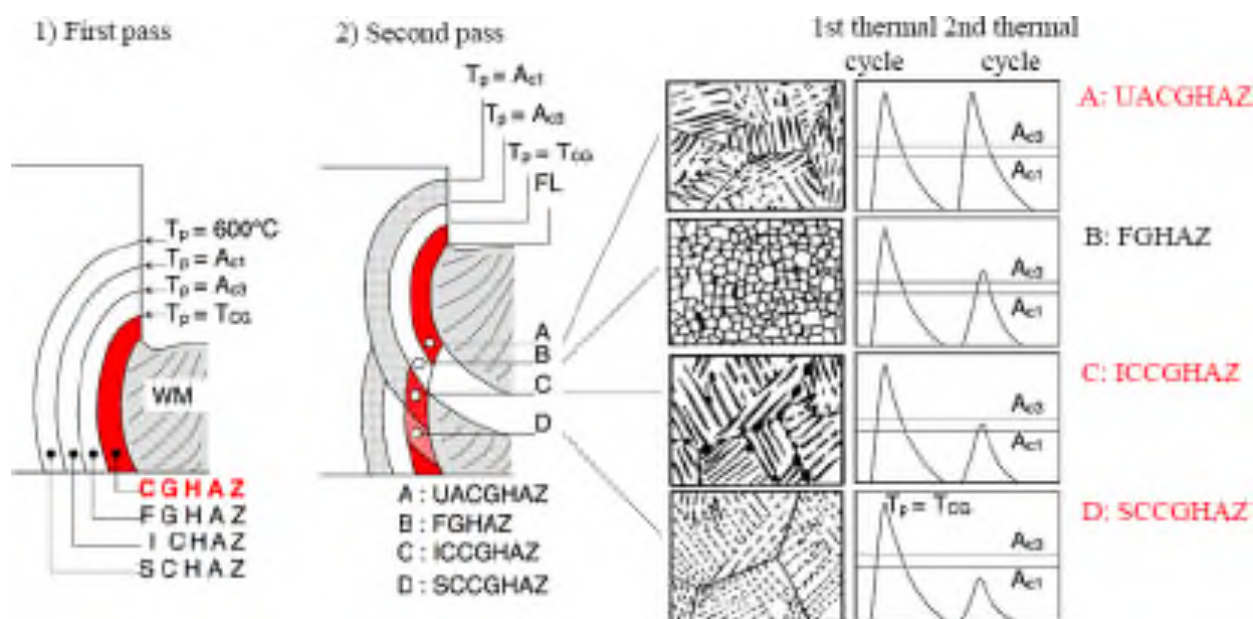


Рис. 7. Схематическое изображение микроструктур в ЗТВ многопроходных сварных швов [43]

Fig. 7. Schematic representation of microstructures in the heat-affected zone of multi-pass welds [43]

Для дальнейшего анализа важна интерпретация микроструктуры стали после сварки – это спорный вопрос, поскольку составляющие, являющиеся частью одной и той же первичной структуры, могут казаться морфологически различными в зависимости от плоскости наблюдения (рис. 8, 9), а некоторые структуры могут иметь сходные морфологические особенности, но представлять различные механические свойства [44–46]. На рис. 7 показан общий вид эволюции основных компонентов, присутствующих в металле шва, при наблюдении с помощью оптической микроскопии (ОМ). На этом рисунке видно, что микроструктура непрерывно изменяется с увеличением углеродного эквивалента $S_{\text{экв}}$. Более низкие значения прочности имеют смесь игольчатого феррита (AF), первичного феррита (PF) и феррита со второй фазой (FS) в столбчатой области. Напротив, в области повторного нагрева преобладает полигональный феррит. Помимо тенденции иметь смесь мартенсита и бейнита с более высоким содержанием легирующих элементов из-за повышения прокаливаемости, стоит отметить наличие подобных составляющих как для столбчатых, так и для повторно нагретых областей.

Терминология микроструктурных составляющих, наблюдаемых в металлах сварного шва, была очень запутанной [35], поскольку для обозначения одной и той же составляющей исполь-

зовались разные термины. Это отсутствие ясности побудило Международный институт сварки (IIW) разработать общую схему количественного определения микроструктуры [36] в 1980-х годах, когда компоненты были легко идентифицированы с помощью оптической микроскопии (ОМ).

Другой критический вопрос связан с низким разрешением оптической микроскопии для уточнения составных частей рафинированных металлов сварного шва даже при использовании большего увеличения, чем рекомендовано IIW [38, 39]. Для решения этой проблемы в последние десятилетия широко используется сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), в основном для разделения бейнита и мартенсита и оценки микрофаз. Однако иногда даже этот метод имеет ограничения для различения общей микроструктуры. Это происходит в основном для металлов шва с пределом прочности более 600 МПа, где преобладает смешанная микроструктура, состоящая из игольчатого феррита, бейнита (феррита со второй фазой) и мартенсита.

Для надлежащего разрешения микроструктуры в качестве дополнительного инструмента применяется методика EBSD [11, 12, 32]. Этот метод рассматривался как интересная альтернатива [32–40] для преодоления недостатков оптической микроскопии, он дает ценную информацию о границах зерен и полезен для уточненных

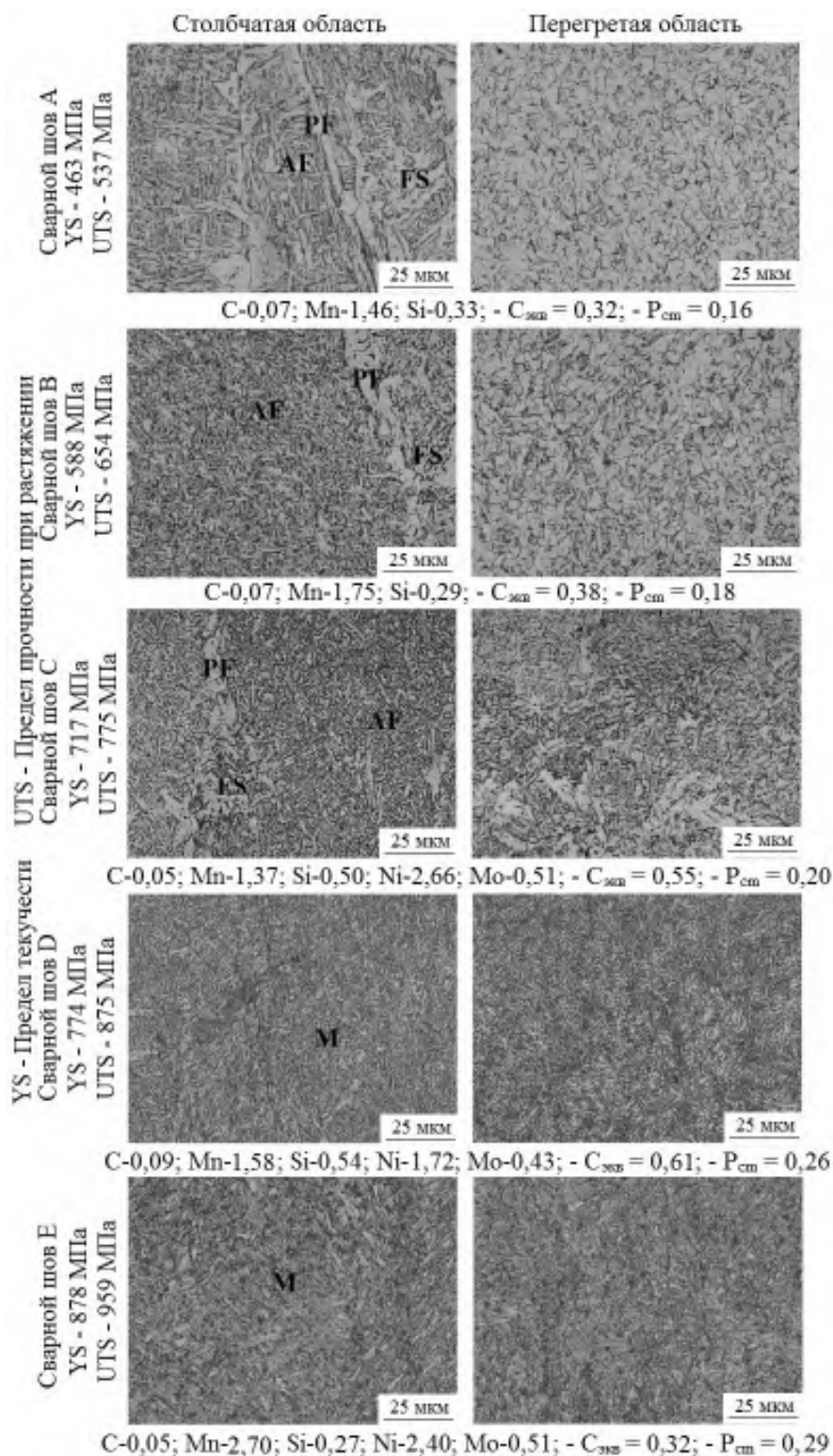


Рис. 8. Микроструктуры, наблюдаемые в металлах сварного шва с повышением предела прочности при растяжении после травления 2%-м ниталом. Увеличение 1000× (ОМ). Обозначения:

AF – игольчатый феррит; PF – первичный феррит; FS – феррит со второй фазой (FS); M – мартенсит [32]

Fig. 8. Microstructures observed in weld metals with increase in tensile strength after etching with *Nital* 2 %. Magnification: 1,000× (OM). Where:

AF – acicular ferrite; PF – primary ferrite; FS – second phase ferrite; M – martensite [32]

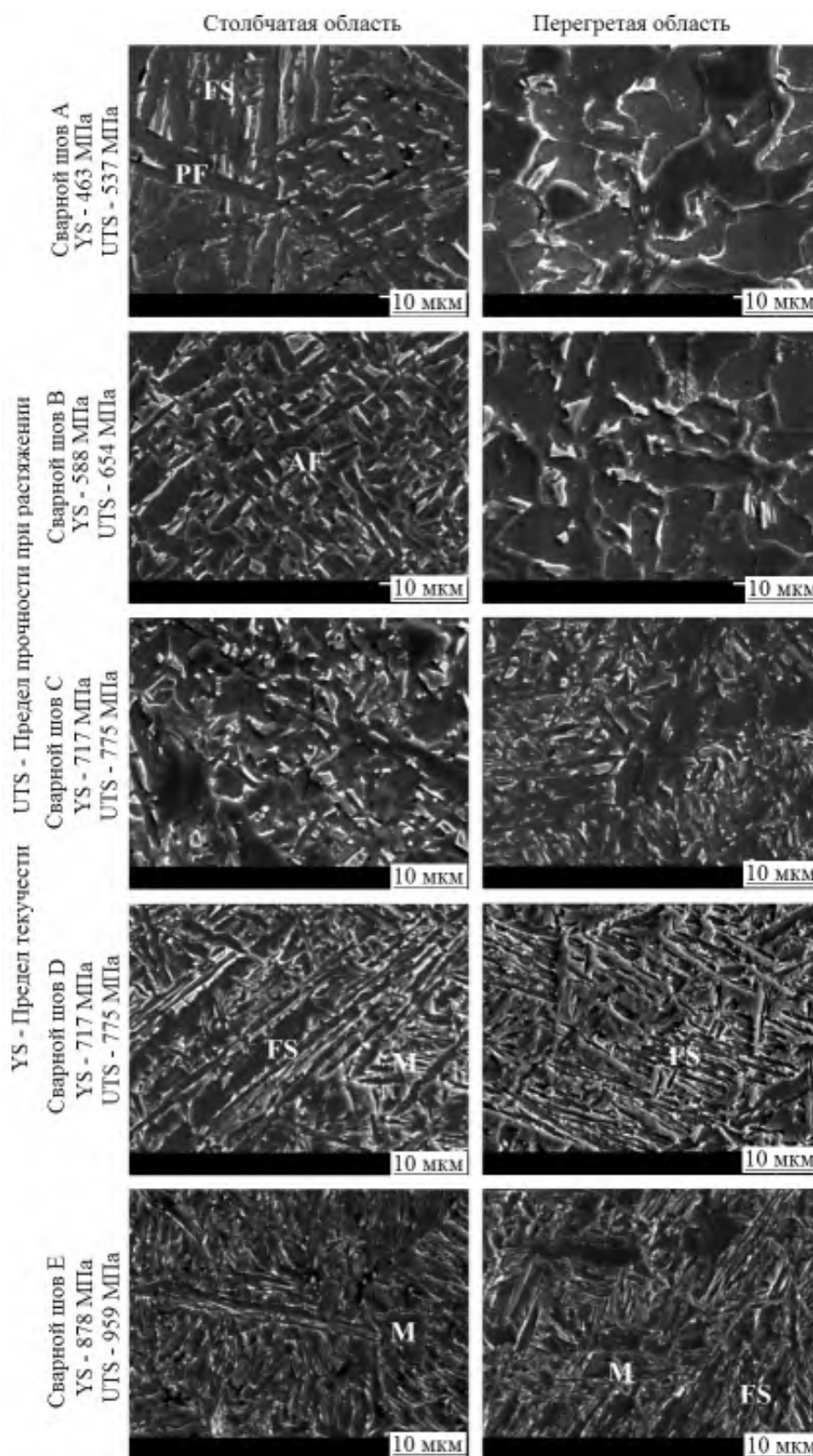


Рис. 9. СЭМ-изображения металлов сварного шва показаны после травления 2%-м ниталом. Обозначения:

AF – игольчатый феррит; PF – первичный феррит; FS – феррит со второй фазой (FS); M – мартенсит [32]

Fig. 9. SEM images of weld metals are shown after etching with Nital 2 %.

Where:

AF – acicular ferrite; PF – primary ferrite; FS – ferrite with second phase; M – martensite [32]

микроструктур с целью подтверждения таких составляющих, как игольчатый феррит, бейнит и мартенсит. Высокая четкость, обеспечиваемая методом EBSD (особенно в отношении границ зерен), полезна для разделения игольчатого феррита и бейнита (феррита со второй фазой). Что касается оценки компонентов и включений МА, то для этой задачи больше подходит SEM-анализ [36–39]. Таким образом, считается [11, 12, 24, 25, 32–40], что сочетание методов ОМ, SEM и EBSD обеспечивает лучшую методологию исследования металлов сварных швов стали С-Mn при наличии уточненной микроструктуры.

В работе [38] автор рассмотрел схему ПВ для основных структур, которые развиваются при восстановительном и сдвиговом превращении в сталях. Однако автор отметил, что еще предстоит решить вопросы, касающиеся кинетики реакций, особенно выяснения механизмов роста бейнита, что может привести к большей точности в отличии бейнита от других фаз. В работе [38] представлен критический обзор, чтобы прояснить существующую в литературе путаницу в отношении бейнита и игольчатого феррита из-за сходства внешнего вида этих двух микроструктурных составляющих, наблюдаемых под оптическим микроскопом. В работах [44–48] приведено описание микроструктурных составляющих применительно к низкоуглеродистым трубным сталям.

Проведенный нами анализ показывает, что применительно к низкоуглеродистым трубным сталям металл сварного шва может иметь следующие микроструктуры [11–49].

- Первичный феррит, который зародился на границах начальных аустенитных зерен (аллотриоморфный феррит) и в меньшей степени внутри аустенитных зерен (идиоморфный феррит), где присутствуют неметаллические включения (НВ) [39–42]. Первичный феррит с зародышами на границах зерен образуется в интервале температур от 1000 до 650 °С при охлаждении [20–34].

- Боковые пластины феррита [34, 39–42] (разделенные малоугловыми границами), которые образуются при температуре от 750 до 650 °С при охлаждении, также на границах первично-аустенитных зерен [29].

- Игольчатый феррит [34, 39–42], который гетерогенно зародился на поверхности неметаллических включений при переходе аустенит-

феррит. По мере превращения зерна феррита расходятся в разные стороны, создавая хаотичную конструкцию [29, 30] из кристаллографически разориентированных пластин длиной примерно 5–15 мкм и шириной 1–3 мкм [17–29, 39–42]. Диапазон температур, в котором образуется игольчатый феррит, зависит от общего состава и скорости охлаждения в диапазоне температур превращения, но обычно находится в пределах 750–560 °С [34, 35].

- Бейнит растет в виде отдельных пластин или субъединиц [48], которые могут образовывать пучки параллельных ферритовых реек [34]. Их можно разделить на верхний или нижний бейнит в зависимости от температуры превращения. В верхнем бейните углерод осаждается в виде цементита (Fe_3C) между пластинами бейнитного феррита (пучками) [48]. В нижнем бейните феррит становится перенасыщенным углеродом, и некоторые выделения карбида происходят внутри ферритных субъединиц, а также между ними [43]. Начальная температура бейнита зависит от состава и скорости охлаждения, но обычно составляет примерно 560 °С [48–67]. Эффективность зародышей неметаллических включений в современных металлах сварного шва низколегированных сталей такова, что размер колонии внутризернистого бейнита подобен размеру игольчатого феррита в металле сварного шва стали С-Mn [29]. Следовательно, при изучении в оптическом микроскопе колонии внутри зернистого бейнита очень похожи на вид игольчатого феррита, с которым его путают в литературе [41–44]. Некоторые авторы [44, 45] используют термин «зернистый бейнит», который не отличается от реечного бейнита по механизму превращения, хотя пакеты зернистого бейнита образуются при относительно более высоких температурах и в основном состоят из широких параллельных реек, в то время как пакеты реечного бейнита образуются при относительно более низких температурах и состоят из тонких параллельных реек.

- Превращение перлита может происходить на границах аустенитных зерен или в таких неоднородностях, как включения. При высоких температурах превращения перлит образует узелки из чередующихся пластинок феррита и цементита, которые могут быть довольно крупными. По мере снижения температуры пре-

вращения пластины перлита утончаются, пока структура не становится неразрешимой под световым микроскопом. В качестве альтернативы искаженные пластины перлита могут выглядеть как практически неразрешимый агрегат феррита/карбида [53–56]. Пластинчатый перлит FC(P) в схеме классификации PW [35] можно спутать с мартенситом, если пластины феррита/цементита неразрешимы под световым микроскопом [2, 41–44].

• Мартенсит образуется в результате быстрого и бездиффузионного превращения, при котором углерод остается в растворе [43]. Мартенсит может встречаться в виде реек или пластин. Субструктура реечного мартенсита характеризуется высокой плотностью дислокаций, расположенных в ячейках, где каждая пластина мартенсита состоит из множества дислокационных ячеек. Субструктура пластинчатого мартенсита состоит из очень мелких двойников, т. е. двойникового мартенсита [42–45].

Механизмы образования составляющих в настоящей работе не обсуждаются, поскольку в литературе имеются обширные материалы по этой теме [33–67].

В работе [67] отмечается, что в отличие от металлов однопроходных сварных швов металлы многопроходных швов содержат в каждом валике (кроме последнего валика) большую долю перегретых участков, которые за счет последующих валиков повторно нагреваются до температуры выше A_{c3} .

Влияние многократных проходов сварки на наплавленные металлы C-Mn и низколегированных сталей очень сложное, поскольку доля столбчатых и рекристаллизованных областей и их соответствующие микроструктуры зависят от различных параметров, таких как подвод тепла, температура между проходами и химический состав [29]. Предыдущая столбчатая морфология изменяется в процессе повторного нагрева, что приводит к гетерогенной микроструктуре, влияющей на характеристики сварного соединения [4, 29, 32].

Механические свойства

Авторы [4] заявили, что лишь несколько исследований изучали механические свойства повторно нагретых металлов сварного шва. Результаты по-прежнему противоречивы, поскольку зависят от ряда факторов, таких как количество

игольчатого феррита и наличие компонентов МА. Авторы работ [29–33] отметили, что понимание разброса вязкости в металле многопроходного сварного шва сталей C-Mn очень сложное, даже если учитывать эффект повторного нагрева из-за нескольких проходов. Аналогичным образом авторы работ [29, 38–42] предположили, что значительные изменения ударной вязкости металлов сварного шва C-Mn обусловлены особенностями микроструктуры, существующей в надрезе Шарпи-V, которые являются совокупным результатом химического состава, процедуры сварки, последовательности наплавки и конкретных методов сварки.

Помимо факторов, упомянутых выше, крайне важно учитывать положение надреза Шарпи-V в отношении доли повторно нагретого металла сварного шва. Для каждого случая должна быть сделана конкретная оценка. Автор [48] заметил, что хотя полная рекристаллизация наблюдалась для двух пересекающихся областей на слой и доля повторно нагретых областей составляла около 75–80 % для трех слоев на слой, но для обеих последовательностей была получена одинаковая ударная вязкость в зависимости от содержания Mn.

В целом ударная вязкость возрастает, когда доля рекристаллизованной области увеличивается из-за преобладания полигонального феррита, измельчения микроструктуры или эффектов отпуска при последующих осаждениях [41–58, 67]. Однако некоторые данные свидетельствуют об ухудшении этого свойства при обширной сегрегации [29, 30] или наличии микрофаз, расходящихся по границам зерен предшествующего аустенита [47, 48]. Другой отрицательный вклад связан с уменьшением доли игольчатого феррита из-за меньшего размера предшествующих равноосных зерен аустенита в повторно нагретом металле сварного шва [46–53].

На рис. 10 показано изображение надреза Шарпи-V, полученное методом ОМ, где соотношение столбчатых и повторно нагретых областей можно легко определить для металлов сварного шва C-Mn, поскольку эти области четко определены. Для более легированных металлов сварного шва это различие может быть более сложным. В таком случае может потребоваться несколько этапов полировки и травления для усиления контраста между областями.

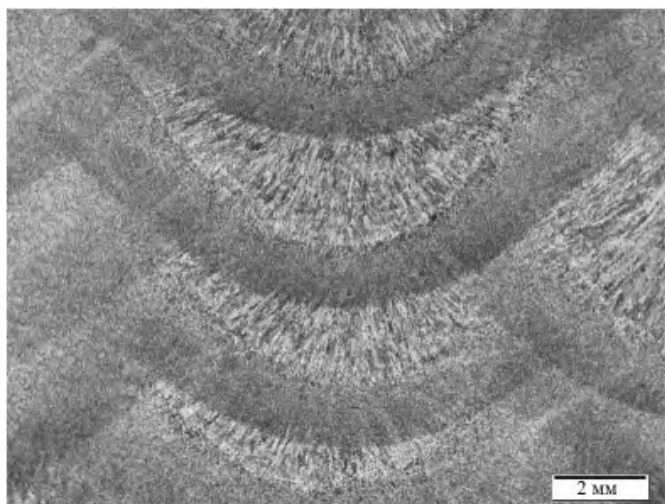


Рис. 10. Оптическая микроскопия при малом увеличении положения надреза по Шарпи-V для металла сварного шва C-Mn после травления 2%-м ниталем [32]

Fig. 10. Optical microscopy at low magnification of the Charpy-V notch position for C-Mn weld metal after etching with Nital 2 % [32]

Авторы [54] отметили, что лишь несколько исследований были сосредоточены на микроструктуре и ударной вязкости реального металла сварного шва. Это связано с тем, что очень сложно проанализировать их корреляцию, используя настоящую сварную деталь, а точное определение корреляции между компонентой МА кольцевого типа в зоне повторного нагрева металла шва и ударной вязкостью до сих пор остается неопределенным.

В то же время после металлографических исследований, когда получена точная характеристика микроструктуры, можно провести оценку ударной вязкости на основе следующих критериев.

1. Повторный нагрев. Этот критерий не столь репрезентативен во многих проанализированных работах, поскольку для всех наплавленных наплавов была получена одинаковая доля рекристаллизации.

2. Микроструктура. Результаты EBSD подтверждают эту тенденцию, показывая, что более тонкая микроструктура имеет более высокую частоту большеугловых границ (HAB), которые могут эффективно заставить распространение трещин скола отклоняться или останавливаться [32–46]. Такое же поведение отмечено и для области повторного нагрева измельченного зерна, где преобладает полигональный феррит.

3. Отсутствие металлических включений. Известно, что неметаллические включения могут оказывать два противоположных эффекта на ударную вязкость [11, 12]. Один из них заключается в том, что включения действуют как места зарождения трещин, как пластических, так и скола. Во-вторых, они могут способствовать образованию игольчатого феррита. Было замечено, что увеличение содержания Ti способствует образованию включений, достаточных для поддержания образования очищенного игольчатого феррита, в соответствии с другими работами [3, 11, 12, 32, 36].

Предлагаемая методология надлежащего описания микроструктуры для объяснения ударной вязкости металлов сварного шва следующая:

– механические свойства металлов сварного шва являются следствием микроструктуры, главным образом связанной с их легирующими элементами и скоростью охлаждения. Независимо от химического состава, на протяжении десятилетий время охлаждения от 800 до 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) использовалось в качестве ориентира для достижения желаемых характеристик сварки, и в определенных случаях для обеспечения превосходной производительности рекомендуется использовать ограниченный интервал. Например, в некоторых работах для высокопрочных металлов сварного шва рекомендован диапазон 5–20 с [4, 17, 29–31];

– хотя $\Delta t_{8/5}$ не учитывает никаких микроструктурных преобразований, таких как нижний бейнит, образующийся при температуре ниже 500 °C, автор [48] отмечает, что этот показатель можно использовать для высокопрочных сталей, поскольку он относится не только ко времени, затрачиваемому на охлаждение между 800 и 500 °C, но и ко всему термическому циклу, включая время, проведенное при высоких температурах. Обычно для достижения рекомендуемого максимального значения $\Delta t_{8/5}$ погонную энергию сварки ограничивают, что приводит к снижению скорости наплавки металла шва и необходимости большего количества сварочных проходов [4].

В целом более длительное время охлаждения из-за более высоких тепловложений приводит к более грубой микроструктуре [38–57] и в конечном итоге к присутствию нежелательных компонентов, таких как зернистый бейнит, спрос-

шийся бейнит или совокупные феррит-карбиды [48]. Хотя разложение компонентов МА может улучшить механические свойства, замена крупными карбидами не обязательно дает положительный результат [45–50].

Чтобы преодолеть эти проблемы, поставщики могут изменить базовый состав сварочных материалов – это связано с тем, что стандарты на сварочные материалы допускают более широкий диапазон легирующих и микролегирующих элементов, и поэтому каждый производитель предлагает свой собственный химический состав для достижения требований квалификации.

Заключение

В соответствии с целями данной работы и задачей обзорного исследования проведенный нами анализ многочисленных источников показывает, что для металла сварного шва трубной стали игольчатый феррит (AF) является наиболее желательным компонентом из-за его мелкого размера зерна и взаимосвязанной структуры с границами под большим углом, обеспечивающими высокую ударную вязкость [39–46].

Сообщается также [46–48], что AF является компонентом металла сварного шва, который лучше всего повышает ударную вязкость сталей HSLA с пределом текучести около 600 МПа. Меньшие размеры зерна имеют больше границ и изменяют направление распространения трещины, действуя как эффективные барьеры, поскольку они имеют разные кристаллографические ориентации [46–48]. Поэтому в последние десятилетия большая работа была направлена на выявление факторов, контролирующих образование игольчатого феррита [43–52]. Согласно исследованию [47, 52] с использованием анализа дифракции обратного рассеяния электронов [48–51], полигональный феррит также действует как упрочняющая фаза, поскольку его границы относятся к большеугловым границам, а внутри зерен существует относительно низкая плотность дислокаций.

Как уже упоминалось, большое количество игольчатого феррита имеет решающее значение для ударной вязкости металлов сварного шва. Наплавленный металл со значительным количеством игольчатого феррита может более эффективно контролировать другие важные пара-

метры, такие как включения и компоненты МА. Это связано с тем, что игольчатый феррит измельчает микроструктуру, а значит, способствует улучшению размера и распределения МА, что определяет уровень хрупкости, вызванной МА [18]. Кроме того, большое количество игольчатого феррита, которому благоприятствуют мелкие включения, сводит к минимуму вредное воздействие включений, выступающих в качестве мест инициирования как пластических, так и раскольных разрушений [28–44].

Сочетание хорошей ударной вязкости с высокой долей игольчатого феррита в верхнем валике сварочных отложений не является наиболее подходящей процедурой даже при однократной сварке [37–43]. В этом отношении важно подчеркнуть положение надреза Шарпи-V относительно появления столбчатого наплавленного или повторно нагретого металла сварного шва [43–53]. Более того, необходимо учитывать влияние включений, непосредственно связанное с результатами испытаний по Шарпи-V при более высоких температурах. Эта ситуация может быть иной для более высоких уровней прочности стали, поскольку в микроструктуре доминируют бейнит и мартенсит, а не игольчатый феррит, а их относительные количества и морфология имеют решающее значение для ударной вязкости. Даже если микроструктура более однородна как в столбчатых, так и в нагретых областях, то многократные проходы сварки также актуальны из-за рекристаллизации. Очевидно, все эти факторы вносят свой вклад в результаты, полученные при испытаниях Шарпи-V, и делают их анализ значительно более сложным, чем анализ, связанный с испытаниями на растяжение.

На основании данных, приведенных в настоящей работе, все микроструктурные аспекты, показанные ранее, необходимо учитывать при выполнении полного анализа ударной вязкости. Таким образом, соответствующая методология характеристики микроструктуры для объяснения результатов воздействия должна включать анализ всех способствующих факторов. Однако их относительная важность различна для каждого металла сварного шва и методики эксперимента.

Авторы настоящей статьи считают, что методология, описанная ниже, подходит для оценки ударной вязкости металлов сварного шва. Все

анализы должны проводиться в положении над-реза Шарпи-V, где измеряются механические свойства.

Этап 1. Измерение доли столбчатых и повторно нагретых областей, обусловленных эффектом рекристаллизации, методом оптической микроскопии с малым увеличением. Однако это неприменимо к металлам однопроходного шва.

Этап 2. Качественный и количественный анализ основных микроструктурных составляющих, а именно первичного феррита, игольчатого феррита, полигонального феррита, феррита со второй фазой и мартенсита, с использованием оптической микроскопии (1000-кратное увеличение). Однако для более прочных металлов сварного шва, содержащих смесь игольчатого феррита, феррита со второй фазой и мартенсита, иногда необходим анализ СЭМ для уточнения основных составляющих (увеличение ~1000–3000 раз). Кроме того, метод EBSD может использоваться в качестве дополнительного. В этом случае полезны результаты, включающие эффективный размер зерна (EGS) и частоту большеугловых границ (HAB), полученные из профилей разориентации границ зерен.

Этап 3. Качественный и количественный анализ микрофаз, карбидов и компонентов МА с помощью СЭМ (увеличение ~ 2000–5000 раз). В некоторых исследованиях утверждается, что EBSD является отличным методом подтверждения присутствия компонентов МА. Однако важно помнить, что статистические результаты зависят от количества измеренных точек, и в этом отношении количественный анализ с помощью SEM проще и быстрее. Авторы настоящей статьи считают, что доступное для EBSD программное обеспечение до сих пор недостаточно надежно для этой задачи из-за его сложности.

Этап 4. Качественный и количественный анализ неметаллических включений с помощью SEM/EDS (увеличение ~ 1500 раз). Такой анализ полезен для более высоких уровней энергии и при сравнении различных процессов сварки. Кроме того, это может подтвердить потенциал включений в качестве зародышей игольчатого феррита.

В литературе описаны более детальные исследования, полный анализ которых не требуется. Использование всех шагов в приведенном

выше предложении связано с более сложным анализом. Проведенный нами анализ ряда источников информации по оценке различных микроструктур металлов сварных швов С-Мн и высокопрочных сталей и установление взаимосвязи микроструктуры и ударной вязкости на основе экспериментальных результатов, полученных за последние десятилетия для металлов сварных швов с пределом прочности при растяжении от 400 до 1000 МПа, позволили сформулировать выводы для дальнейших исследований по этой теме.

Выводы

1. Показано, что высокопрочные низколегированные стали (HSLA) обладают хорошим сочетанием прочности, ударной вязкости и свариваемости и широко используются в системах транспортировки нефти и газа на большие расстояния [2–4]. Трубопроводные стали X80, 100, 120 производятся с помощью контролируемой термомеханической обработки с последующим ускоренным охлаждением для достижения превосходных механических свойств. Важным соображением при подготовке сварных соединений трубопроводов является достижение равной или более высокой прочности и ударной вязкости металла шва по сравнению с основным металлом, чтобы избежать разрушения металла шва.

2. На основе анализа экспериментальных данных различных авторов показано, что крайне важно иметь оптимальную микроструктуру металла шва, которая во многом зависит от состава электродной проволоки. Основные легирующие элементы, такие как Cu, Ni и Mo, а также микролегирующие элементы, такие как V, Nb, Ti и B, широко используются для оптимизации микроструктуры и свойств сталей для трубопроводов.

3. Показано, что преобладающая микроструктура игольчатого феррита (AF) с островками М/А в качестве второй фазы является оптимальной микроструктурой для металла сварного шва трубопроводной стали. Обширные исследования механизмов образования игольчатого феррита в металлах сварного шва показывают, что такие элементы, как C, Mn, Si, Ni, Al, Ti, Nb и Mo, влияют на зарождение игольчатого феррита внутри аустенитных зерен. Влияние добавки

Ti на микроструктуру и образование включений в стальных соединениях трубопроводов, сваренных автоматической сваркой под слоем флюса, показало, что наилучшее сочетание микроструктуры и ударной вязкости может быть получено при добавлении Ti в диапазоне 0,02–0,05 масс.%. Улучшение ударной вязкости при увеличении содержания титана обусловлено большим количеством игольчатого феррита, так как другие факторы не мешают.

Добавление Mo в количестве 0,881 масс.% в металл сварного шва обеспечивает оптимальную ударную вязкость при температуре –45 °C благодаря микроструктуре, состоящей из 77 % игольчатого феррита и 20 % гранулированного бейнита.

4. Необходимо учитывать общий химический состав сварочной проволоки, который существенно влияет на образование игольчатого феррита (AF). В настоящее время показано, что наилучшие механические свойства в сварных швах сталей X70 соответствовали двум составам электродных проволок: 1,92 масс.% Mn с 0,02 масс.% Ti и 1,40 масс.% Mn с 0,08 масс.% Ti. Дальнейшее увеличение содержания Ti или Mn способствовало зарождению бейнита на границах зерен, а не внутризерновому зарождению игольчатого феррита. Следовательно, удовлетворительное сочетание прочности и ударной вязкости зависит от контроля состава металла сварного шва.

5. Важным фактором, определяющим микроструктуру сварного шва, является скорость охлаждения, которая обычно определяется как время, необходимое для охлаждения от 800 до 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) [34–36]. Как показано в многочисленных работах различных авторов, скорость охлаждения зависит от подводимого тепла при сварке. Поэтому имеет смысл в дальнейших работах исследовать эволюцию микроструктуры металла шва при различных тепловложениях.

6. Показано, что при изготовлении или ремонте стальных трубопроводов с относительно большой толщиной сечения, как правило, требуется многопроходная сварка. В многочисленных работах широко исследовалась хрупкость зоны термического влияния (ЗТВ), вызванная термическими циклами от последовательных термических циклов сварки. Точно так же металлы

сварных швов подвержены термическим циклам от последующих сварочных проходов. Эффект неравномерного повторного нагрева вызывает неоднородную микроструктуру сварных швов. В связи с этим в ходе дальнейших исследований очень важно понимать влияние термических циклов сварки на микроструктуру металла шва при многопроходной сварке, выполненной различными способами.

Список литературы

1. Обзор современных требований к сварке трубных высокопрочных низколегированных сталей / Ю.И. Карлина, Р.В. Кононенко, В.В. Иванцовский, М.А. Попов, Ф.Ф. Дерюгин, В.Е. Бянкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 36–60. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-36-60.
2. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с. – ISBN 978-5-902194-63-7.
3. Матросов Ю.И., Литвиненко С.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
4. Influence of welding procedure and PWHT on HSLA steel weld metals / J.C.F. Jorge, J.L.D. Monteiro, A.J.C. Gomes, I.S. Bott, L.F.G. Souza, M.C. Mendes, L.S. Araújo // Journal of Materials Research and Technology. – 2019. – Vol. 8 (1). – P. 561–571. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2018.05.007.
5. API Spec 5CT. Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия. – 9-е изд. – Американский нефтяной институт, 2011. – 287 с.
6. ISO 11960. Нефтяная и газовая промышленность – трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин. – 4-е изд. – Международная организация по стандартизации, 2011. – 269 с.
7. DSTU ISO 11960:2020. Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells. – Geneva, Switzerland: IOS, 2020.
8. ГОСТ Р 53366–2009. Трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин в нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия. – М.: Стандартинформ, 2010. – 190 с.
9. СТО Газпром 2-4.1-158–2007. Технические требования к обсадным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ОАО «Газпром», 2007. – 23 с.
10. СТО Газпром 2-4.1-228–2008. Технические требования к насосно-компрессорным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ОАО «Газпром», 2008. – 32 с.



11. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская. – М.: Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.
12. *Baker T.N.* Microalloyed steels // *Ironmaking & Steelmaking*. – 2016. – Vol. 43 (4). – P. 264–307. – DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
13. *Baker T.N.* Titanium microalloyed steels // *Ironmaking & Steelmaking*. – 2019. – Vol. 46 (1). – P. 1–55. – DOI: 10.1080/03019233.2018.1446496.
14. *Pickering F.B.* Overview of titanium microalloyed steels // *Titanium technology in microalloyed steels* / ed. by T.N. Baker. – London: The Institute of Materials, 1997. – P. 10–43.
15. *Morrison W.B.* Microalloy steels—the beginning // *Materials Science and Technology*. – 2009. – Vol. 25 (9). – P. 1066–1073. – DOI: 10.1179/174328409X453299.
16. *Morrison W.B.* Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels // *Journal of the Iron and Steel Institute*. – 1963. – Vol. 201 (4). – P. 317–325.
17. Microstructures and mechanical properties in two X80 weld metals produced using similar heat input / A.R.H. Midawi, E.B.F. Santos, N. Huda, A.K. Sinha, R. Lazor, A.P. Gerlich // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 226. – P. 272–279. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.019.
18. *Sha Q., Li D.* Microstructure, mechanical properties and hydrogen induced cracking susceptibility of X80 pipeline steel with reduced Mn content // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 585. – P. 214–221. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.055.
19. *Zhang H., Zhang H., Lu C.H.* Fracture toughness and application of X80 pipeline steel // *Materials Science Forum*. – 2019. – Vol. 944. – P. 938–943. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.944.938.
20. Research on filling strategy of pipeline multi-layer welding for compound narrow gap groove / T. Yin, J. Wang, H. Zhao, L. Zhou, Z. Xue, H. Wang // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – P. 5967. – DOI: 10.3390/ma15175967.
21. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments / B. Li, M. Luo, Z. Yang, F. Yang, H. Liu, H. Tang, Z. Zhang, J. Zhang // *Materials*. – 2019. – Vol. 12 (20). – P. 3310. – DOI: 10.3390/ma12203310.
22. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM) / A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review*. – 2021. – Vol. 22. – P. 66–71. – DOI: 10.17580/cisr.2021.02.12.
23. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off / M.G. Shtayger, A.E. Balanovskiy, S.K. Kargapol'tsev, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012190. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.
24. Study of impact strength of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM) / A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, V.V. Kondratyev, Yu.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review*. – 2022. – Vol. 24. – P. 67–73. – DOI: 10.17580/cisr.2022.02.10.
25. Comparative analysis of structural state of welded joints rails using method of Barkhausen effect and ultrasound / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, V.V. Kondrat'ev, A.I. Karlina, A.S. Govorkov // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2018. – Vol. 1118 (1). – P. 012006. – DOI: 10.1088/1742-6596/1118/1/012006.
26. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel / Q. Zhang, Q. Yuan, Z. Xiong, M. Liu, G. Xu // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122 (14). – P. 1463–1472. – DOI: 10.1134/S0031918X21140180.
27. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels / Y.M. Kim, S.K. Kim, Y.J. Lim, N.J. Kim // *ISIJ International*. – 2002. – Vol. 42 (12). – P. 1571–1577. – DOI: 10.2355/isijinternational.42.1571.
28. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening / A.D. Kolosov, V.E. Gozbenko, M.G. Shtayger, S.K. Kargapol'tsev, A.E. Balanovskiy, A.I. Karlina, A.V. Sivtsov, S.A. Nebogin // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560. – P. 012185. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.
29. *Balanovskii A.E., Vu Van Huy.* Estimation of wear resistance of plasma-carburized steel surface in conditions of abrasive wear // *Journal of Friction and Wear*. – 2018. – Vol. 39 (4). – P. 311–318. – DOI: 10.3103/S1068366618040025.
30. *Balanovskii A., Vu Van Huy.* Plasma surface carburizing with graphite paste // *Letters on Materials*. – 2017. – Vol. 7 (2). – P. 175–179. – DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.
31. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtayger, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review*. – 2022. – Vol. 23. – P. 86–91. – DOI: 10.17580/cisr.2022.01.16.
32. Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C-Mn and high strength low alloy steel weld metals – a review / J.C.F. Jorge, L.F.G. de Souza, M.C. Mendes, I.S. Bott,

- L.S. Araújo, V.R. dos Santos, J.M.A. Rebello, G.M. Evans // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – Vol. 10. – P. 471–501. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.12.006.
33. Modification of hydraulic hammers used in repair of metallurgical units / I.A. Zhukov, N.V. Martyushev, D.A. Zyukin, A.M. Azimov, A.I. Karlina // *Metallurgist*. – 2023. – Vol. 66 (11–12). – P. 1644–1652. – DOI: 10.1007/s11015-023-01480-w.
34. Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels: a review / Y. Shao, C. Liu, Z. Yan, H. Li, Y. Liu // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2018. – Vol. 34 (5). – P. 737–744. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.11.020.
35. Babu S.S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits // *Current opinion in Solid State and Materials Science*. – 2004. – Vol. 8 (3–4). – P. 267–278. – DOI: 10.1016/j.cossms.2004.10.001.
36. Beidokhti B., Kokabi A.H., Dolati A. A comprehensive study on the microstructure of high strength low alloy pipeline welds // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 597. – P. 142–147. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.01.212.
37. Dong H., Hao X., Deng D. Effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties of HSLA steel joint // *Metallography Microstructure and Analysis*. – 2014. – Vol. 3. – P. 138–146. – DOI: 10.1007/s13632-014-0130-z.
38. Thewlis G. Classification and quantification of microstructures in steels // *Materials Science and Technology*. – 2004. – Vol. 20 (2). – P. 143–160. – DOI: 10.1179/026708304225010325.
39. Dolby R.E. Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope // *Welding in the World*. – 1986. – Vol. 24 (7). – P. 144–149.
40. Ramirez J.E. Examining the mechanical properties of high-strength steel weld metals // *Welding Journal*. – 2009. – Vol. 88 (1). – P. 32–38.
41. Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints / L. Lan, X. Kong, C. Qiu, D. Zhao // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 90. – P. 488–498. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.158.
42. Effect of welding heat input on grain boundary evolution and toughness properties in CGHAZ of X90 pipeline steel / P. Zhou, B. Wang, L. Wang, Y. Hu, L. Zhou // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 722. – P. 112–121. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.029.
43. Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan / F. Matsuda, Y. Fukada, H. Okada, C. Shiga, K. Ikeuchi, Y. Horii, T. Shiwaku, S. Suzuki // *Welding in the World/Le Soudage Dans Le Monde*. – 1996. – Vol. 3 (37). – P. 134–154.
44. Effect of morphologies of martensite-austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel / X. Luo, X. Chen, T. Wang, S. Pan, Z. Wang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 710. – P. 192–199. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.10.079.
45. Abson D.J. Acicular ferrite and bainite in C–Mn and low-alloy steel arc weld metals // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2018. – Vol. 23 (8). – P. 635–648. – DOI: 10.1080/13621718.2018.1461992.
46. Evaluation of fracture safety according to plastic deformation with high strength steel weld joints / G. An, J. Park, M. Ohata, F. Minami // *Journal of Welding and Joining*. – 2019. – Vol. 37 (6). – P. 547–554. – DOI: 10.5781/JWJ.2019.37.6.3.
47. Смирнов М., Пышминцев И., Борякова А. Классификация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // *Металлург*. – 2010. – № 7. – С. 45–51.
48. Пышминцев И.Ю., Мальцева А.Н., Смирнов М.А. Роль структурных составляющих в формировании свойств современных высокопрочных сталей для магистральных трубопроводов // *Наука и техника в газовой промышленности*. – 2011. – № 4. – С. 46–52.
49. Особенности микроструктуры и текстуры труб К65 (Х80), влияющие на способность материала трубы останавливать протяженное вязкое разрушение / И.Ю. Пышминцев, А.М. Гервасьев, А.Н. Мальцева, А.О. Струин // *Наука и техника в газовой промышленности*. – 2011. – № 4. – С. 73–78.
50. Влияние ферритно-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Мальцева, О.В. Мушина // *Металлург*. – 2012. – № 1. – P. 55–62.
51. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels: theory and practice. – 3rd ed. – London: CRC Press, 2015. – 616 p. – DOI: 10.1201/9781315096674.
52. Zhao H., Wynne B.P., Palmiere E.J. A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 123. – P. 339–348. – DOI: 10.1016/j.matchar.2016.11.024.
53. Morphological features of polycrystalline $\text{CdS}_{1-x}\text{Se}_x$ films obtained by screen-printing method / D.M. Strateichuk, N.V. Martyushev, R.V. Klyuev, V.A. Gladkikh, V.V. Kukartsev, Y.A. Tynchenko, A.I. Karlina // *Crystals*. – 2023. – Vol. 13 (5). – P. 825. – DOI: 10.3390/cryst13050825.
54. Complex assessment of X-ray diffraction in crystals with face-centered silicon carbide lattice / I.I. Bosikov, N.V. Martyushev, R.V. Klyuev, V.S. Tynchenko, V.A. Kukartsev, S.V. Ereemeeva,

A.I. Karlina // Crystals. – 2023. – Vol. 13 (3). – P. 528. – DOI: 10.3390/cryst13030528.

55. Morphological and crystallographic features of granular and lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel / D. De-Castro, A. Eres-Castellanos, J. Vivas, F.G. Caballero, D. San-Martín, C. Capdevila // Materials Characterization. – 2022. – Vol. 184. – P. 111703. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111703.

56. Zhao H., Wynne B.P., Palmiere E.J. Conditions for the occurrence of acicular ferrite transformation in HSLA steels // Journal of Materials Science. – 2018. – Vol. 53. – P. 3785–3804. – DOI: 10.1007/s10853-017-1781-3.

57. Ramirez J.E. Characterization of high-strength steel weld metals: chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusions // Welding Journal. – 2008. – Vol. 87 (3). – P. 65s–75s.

58. Phase transformation, microstructure, and mechanical properties of X100 pipeline steels based on TMCP and HTP concepts / L. Lan, Z. Chang, X. Kong, C. Qiu, D. Zhao // Materials Science and Technology. – 2017. – Vol. 52. – P. 1661–1678. – DOI: 10.1007/s10853-016-0459-6.

59. Microstructural evolution and mechanical properties of Nb-Ti microalloyed pipeline steel / L. Lan, C. Qiu, D. Zhao, X. Gao // Journal of Iron and Steel Research International. – 2011. – Vol. 18 (2). – P. 57–63. – DOI: 10.1016/S1006-706X(11)60024-1.

60. Comparative study of microstructure and mechanical properties of X80 SAW welds prepared using different wires and heat inputs / Q. Chu, S. Xu, X. Tong, J. Li, M. Zhang, F. Yan, W. Zhang, Z. Bi, C. Yan // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2020. – Vol. 29. – P. 4322–4338. – DOI: 10.1007/s11665-020-04986-5.

61. Beidokhti B., Koukabi A.H., Dolati A. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline

steel // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – Vol. 209. – P. 4027–4035. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.09.021.

62. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel / S.D. Bhole, J.B. Nemade, L. Collins, C. Liu // Journal of Materials Processing Technology. – 2006. – Vol. 173. – P. 92–100. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.10.028.

63. Study of melting methods by electric resistance welding of rails / V.A. Rezanov, N.V. Martyushev, V.V. Kukartsev, V.S. Tynchenko, V.A. Kukartsev, A.V. Grinek, V.Y. Skeebe, A.V. Lyosin, A.I. Karlina // Metals. – 2022. – Vol. 12 (12). – P. 2135. – DOI: 10.3390/met12122135.

64. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions / R.A. Mamadaliev, P.V. Bakhmatov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebe, A.I. Karlina // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1255–1264. – DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.

65. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere / N.N. Malushin, R.A. Gizatulin, N.V. Martyushev, D.V. Valuev, A.I. Karlina, A.P. Kovalev // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1468–1475. – DOI: 10.1007/s11015-022-01292-4.

66. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Y. Skeebe, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // Metals. – 2023. – Vol. 13. – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.

67. Beidokhti B., Koukabi A.H., Dolati A. Influence of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties // Materials Characterization. – 2009. – Vol. 60. – P. 225–233. – DOI: 10.1016/j.matchar.2008.09.005.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Relationship between microstructure and impact toughness of weld metals in pipe high-strength low-alloy steels (research review)

Yulia Karlina^{1, a, *}, Roman Kononenko^{2, b}, Vladimir Ivancivsky^{3, c}, Maksim Popov^{2, d},
 Fedor Derjugin^{2, e}, Vladislav Byankin^{2, f}

¹ National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

² Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

³ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, jul.karlina@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, istu_politech@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-9244-225X>, ivancivskij@corp.nstu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-2387-9620>, popovma.kvantum@gmail.com;

^e <https://orcid.org/0009-0004-4677-3970>, deryugin040301@yandex.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0007-0488-2724>, borck3420@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 19 September 2023

Revised: 21 October 2023

Accepted: 16 January 2024

Available online: 15 March 2024

Keywords:

Steel
 Ferrite
 Perlite
 Bainite
 Martensite
 Impact toughness
 Fracture
 Hybrid laser welding
 Standards

Acknowledgements

Research was partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

ABSTRACT

Introduction. The modern pipeline industry requires the development of materials of high strength and toughness for the production of steels for oil and gas pipelines. Changes in steel production and rolling technologies have become a challenge for developers of welding materials and joining technologies. This problem is more critical for strength levels above 830 MPa, where there are no special rules for the approval of welding consumables. **Research methods.** The failure of stainless steel pipeline welds is becoming a serious problem in the pipeline industry. Multiphase microstructures containing acicular ferrite or an acicular ferrite-dominated phase exhibit good complex properties in HSLA steels. This paper focuses on the results obtained using modern methods of scanning electron microscopy for microstructural analysis, backscattered electrons (BSE) for electron channel contrast imaging (ECCI) and orientation microscopy based on electron backscatter diffraction (ORM), as well as characteristic X-rays for compositional analysis using X-beam spectroscopy (XEDS) and secondary electrons (SE) to observe surface morphology. **Results and discussion.** This paper analyzes the characteristics of the microstructure of the weld and its relationship with impact toughness. It is shown that predicting impact toughness based on the microstructural characteristics of steel weld metals is complicated due to the large number of parameters involved. This requires an optimal microstructure of the steel. Satisfactory microstructure depends on several factors, such as chemical composition, hot work processing, and accelerated cooling. Alloying elements have a complex effect on the properties of steel, and alloying additives commonly added to the steel composition include Mn, Mo, Ti, Nb and V. From a metallurgical point of view, the choice of alloying elements and the metallurgical process can greatly influence the resulting microstructure. A longer cooling time tend to improve the toughness and reduce the mechanical strength of weld deposits on high-strength steels. Welding thermal cycles cause significant changes in the mechanical properties of the base material. The analysis showed that impact toughness strongly depends on the microstructure of the multi-pass weld of the material under study, which contains several sources of heterogeneity, such as interdendritic segregation, and the effective grain size can also be a significant factor explaining large deviations in local impact toughness values. Acicular ferrite nucleated in intragranular inclusions has been shown to produce a fine-grained interlocking arrangement of ferrite plates providing high tensile strength and excellent toughness, and is therefore a desirable microstructural constituent in C-Mn steel weld metals. At the same time, discussion regarding the relationship between acicular ferrite and toughness is very complex and still open at present. Relating impact toughness to acicular ferrite, taking into account the top bead, is not a reliable procedure, even for single-pass deposit welding. Impact strength depends on several factors, and the strong effect of acicular ferrite is generally recognized due to its fine-grained interlocking structure, which prevents the propagation of brittle cracks by cleavage. The large-angle boundaries and high dislocation density of acicular ferrite provide high strength and toughness. However, for the same amount of acicular ferrite, different viscosity values may be observed depending on the content of microalloying elements in the steel. An analysis of the results of various studies showed that other factors also affect the impact strength. For example, microphases present along the Charpy-V notch are critical for the toughness of weld metals. The combination of OM, SEM and EBSD techniques provides an interesting method for metallographic investigation of the refined metal microstructure of stainless steel pipeline welds. **Conclusion.** This review reports the most representative study regarding the microstructural factor in the weld of pipe steels. It includes a summary of the most important process variables, material properties, regulatory guidelines, and microstructure characteristics and mechanical properties of the joints. This review is intended to benefit readers from a variety of backgrounds, from non-welding or materials scientists to various industrial application specialists and researchers.

For citation: Karlina Y.I., Kononenko R.V., Ivancivsky V.V., Popov M.A., Derjugin F.F., Byankin V.E. Relationship between microstructure and impact toughness of weld metals in pipe high-strength low-alloy steels (research review). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 129–154. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-129-154. (In Russian).

* Corresponding author

Karlina Yulia I., Ph.D. (Engineering), Research Associate
 National Research Moscow State Construction University,
 Yaroslavskoe shosse, 26,
 129337, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com



References

1. Karlina Yu.I., Kononenko R.V., Ivancivsky V.V., Popov M.A., Deriugin F.F., Byankin V.E. Obzor sovremennykh trebovaniy k svarke trubnykh vysokoprochnykh nizkolegirovannykh staley [Review of modern requirements for welding of pipe high-strength low-alloy steels]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 36–60. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-36-60.
2. Efron L.I. *Metallovedenie v «bol'shoi» metallurgii. Trubnye stali* [Metallurgy in “big” metallurgy. Pipe steels]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2012. 696 p. ISBN 978-5-902194-63-7.
3. Matrosov Yu.I., Litvinenko S.A., Golovanenko S.A. *Stal' dlya magistral'nykh truboprovodov* [Steel for main pipelines]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 288 p.
4. Jorge J.C.F., Monteiro J.L.D., Gomes A.J.C., Bott I.S., Souza L.F.G., Mendes M.C., Araújo L.S. Influence of welding procedure and PWHT on HSLA steel weld metals. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 8 (1), pp. 561–571. DOI: 10.1016/j.jmrt.2018.05.007.
5. API Spec 5CT. *Obsadnye i nasosno-kompressornye truby. Tekhnicheskie usloviya* [API Spec 5CT. Casing and tubing. Specifications]. 9th ed. American Petroleum Institute Publ., 2011. 287 p.
6. ISO 11960. *Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing or tubing for wells*. 4th ed. International Organization for Standardization, 2011. 269 p.
7. DSTU ISO 11960:2020. *Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells*. Geneva, Switzerland, IOS, 2020.
8. GOST R 53366–2009. *Truby stal'nye, primenyaemye v kachestve obsadnykh ili nasosno-kompressornykh trub dlya skvazhin v neft'nykh i gazovoy promyshlennosti. Obshchie tekhnicheskie usloviya* [State Standard R 53366–2009. Steel pipes for use as casing or tubing for wells in petroleum and natural gas industries. General specifications]. Moscow, Standartinform Publ., 2010. 190 p.
9. STO Gazprom 2-4.1-158–2007. *Tekhnicheskie trebovaniya k obsadnym trubam dlya mestorozhdenii OAO «Gazprom»* [Standard organization STO Gazprom 2-4.1-158–2007. Technical requirements for casing pipes for Gazprom fields]. Moscow, Gazprom Publ., 2007. 23 p.
10. STO Gazprom 2-4.1-228–2008. *Tekhnicheskie trebovaniya k nasosno-kompressornym trubam dlya mestorozhdenii OAO «Gazprom»* [Standard organization STO Gazprom 2-4.1-228–2008. Technical requirements for tubing for OAO Gazprom fields]. Moscow, Gazprom Publ., 2008. 32 p.
11. Heisterkamp F., Hulka K., Matrosov Yu.I., Morozov Y.D., Efron L.I., Stolyarov V.I., Chevskaya O.N. *Niobii-soderzhashchie nizkolegirovannye stali* [Niobium containing low alloy steels]. Moscow, Internet Engineering Publ., 1999. 94 p.
12. Baker T.N. Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 2016, vol. 43 (4), pp. 264–307. DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
13. Baker T.N. Titanium microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 2019, vol. 46 (1), pp. 1–55. DOI: 10.1080/03019233.2018.1446496.
14. Pickering F.B. Overview of titanium microalloyed steels. *Titanium technology in microalloyed steels*. Ed. by T.N. Baker. London, The Institute of Materials, 1997, p. 10–43.
15. Morrison W.B. Microalloy steels – the beginning. *Materials Science and Technology*, 2009, vol. 25 (9), pp. 1066–1073. DOI: 10.1179/174328409X453299.
16. Morrison W.B. Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1963, vol. 201 (4), pp. 317–325.
17. Midawi A.R.H., Santos E.B.F., Huda N., Sinha A.K., Lazor R., Gerlich A.P. Microstructures and mechanical properties in two X80 weld metals produced using similar heat input. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 226, pp. 272–279. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.019.
18. Sha Q., Li D. Microstructure, mechanical properties and hydrogen induced cracking susceptibility of X80 pipeline steel with reduced Mn content. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 585, pp. 214–221. DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.055.
19. Zhang H., Zhang H., Lu C.H. Fracture toughness and application of X80 pipeline steel. *Materials Science Forum*, 2019, vol. 944, pp. 938–943. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.944.938.
20. Yin T., Wang J., Zhao H., Zhou L., Xue Z., Wang H. Research on filling strategy of pipeline multi-layer welding for compound narrow gap groove. *Materials*, 2022, vol. 15, p. 5967. DOI: 10.3390/ma15175967.
21. Li B., Luo M., Yang Z., Yang F., Liu H., Tang H., Zhang Z., Zhang J. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments. *Materials*, 2019, vol. 12 (20), p. 3310. DOI: 10.3390/ma12203310.

22. Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2021, vol. 22, pp. 66–71. DOI: 10.17580/cisr.2021.02.12.
23. Shtayger M.G., Balanovskiy A.E., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina A.I., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012190. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.
24. Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Kondratyev V.V., Karlina Yu.I. Study of impact strength of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 24, pp. 67–73. DOI: 10.17580/cisr.2022.02.10.
25. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Karlina A.I., Govorkov A.S. Comparative analysis of structural state of welded joints rails using method of Barkhausen effect and ultrasound. *Journal of Physics: Conference Series*, 2018, vol. 1118 (1), p. 012006. DOI: 10.1088/1742-6596/1118/1/012006.
26. Zhang Q., Yuan Q., Xiong Z., Liu M., Xu G. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, vol. 122 (14), pp. 1463–1472. DOI: 10.1134/S0031918X21140180.
27. Kim Y.M., Kim S.K., Lim Y.J., Kim N.J. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels. *ISIJ International*, 2002, vol. 42 (12), pp. 1571–1577. DOI: 10.2355/isijinternational.42.1571.
28. Kolosov A.D., Gozbenko V.E., Shtayger M.G., Kargapoltsev S.K., Balanovskiy A.E., Karlina A.I., Sivtsov A.V., Nebogin S.A. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560, p. 012185. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.
29. Balanovskii A.E., Vu Van Huy. Estimation of wear resistance of plasma-carburized steel surface in conditions of abrasive wear. *Journal of Friction and Wear*, 2018, vol. 39 (4), pp. 311–318. DOI: 10.3103/S1068366618040025.
30. Balanovskii A., Vu Van Huy. Plasma surface carburizing with graphite paste. *Letters on Materials*, 2017, vol. 7 (2), pp. 175–179. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.
31. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 23, pp. 86–91. DOI: 10.17580/cisr.2022.01.16.
32. Jorge J.C.F., Souza L.F.G. de, Mendes M.C., Bott I.S., Araújo L.S., Santos V.R. dos, Rebello J.M.A., Evans G.M. Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C–Mn and high strength low alloy steel weld metals – a review. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 10, pp. 471–501. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.12.006.
33. Zhukov I.A., Martyushev N.V., Zyukin D.A., Azimov A.M., Karlina A.I. Modification of hydraulic hammers used in repair of metallurgical units. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1644–1652. DOI: 10.1007/s11015-023-01480-w.
34. Shao Y., Liu C., Yan Z., Li H., Liu Y. Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels: a review. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, vol. 34 (5), pp. 737–744.
35. Babu S.S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, vol. 8 (3–4), pp. 267–278. DOI: 10.1016/j.cossms.2004.10.001.
36. Beidokhti B., Kokabi A.H., Dolati A. A comprehensive study on the microstructure of high strength low alloy pipeline welds. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 597, pp. 142–147. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.01.212.
37. Dong H., Hao X., Deng D. Effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties of HSLA steel joint. *Metallography Microstructure and Analysis*, 2014, vol. 3, pp. 138–146. DOI: 10.1007/s13632-014-0130-z.
38. Thewlis G. Classification and quantification of microstructures in steels. *Materials Science and Technology*, 2004, vol. 20 (2), pp. 143–160. DOI: 10.1179/026708304225010325.
39. Dolby R.E. Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope. *Welding in the World*, 1986, vol. 24 (7), pp. 144–149.
40. Ramirez J.E. Examining the mechanical properties of high-strength steel weld metals. *Welding Journal*, 2009, vol. 88 (1), pp. 32–38.
41. Lan L., Kong X., Qiu C., Zhao D. Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints. *Materials and Design*, 2016, vol. 90, pp. 488–498. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.158.
42. Zhou P., Wang B., Wang L., Hu Y., Zhou L. Effect of welding heat input on grain boundary evolution and toughness properties in CGHAZ of X90 pipeline steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 722, pp. 112–121. DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.029.

43. Matsuda F., Fukada Y., Okada H., Shiga C., Ikeuchi K., Horii Y., Shiwaku T., Suzuki S. Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan. *Welding in the World/Le Soudage dans le Monde*, 1996, vol. 3 (37), pp. 134–154.
44. Luo X., Chen X., Wang T., Pan S., Wang Z. Effect of morphologies of martensite-austenite constituents on impact toughness in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of HSLA steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 710, pp. 192–199. DOI: 10.1016/j.msea.2017.10.079.
45. Abson D.J. Acicular ferrite and bainite in C–Mn and low-alloy steel arc weld metals. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, vol. 23 (8), pp. 635–648. DOI: 10.1080/13621718.2018.1461992.
46. An G., Park J., Ohata M., Minami F. Evaluation of fracture safety according to plastic deformation with high strength steel weld joints. *Journal of Welding and Joining*, 2019, vol. 37 (6), pp. 547–554. DOI: 10.5781/JWJ.2019.37.6.3.
47. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu. Boryakova A.N. Classification of low-carbon pipe steel microstructures. *Metallurgist*, 2010, vol. 54 (7–8), pp. 444–454. DOI: 10.1007/s11015-010-9321-2. Translated from *Metallurg*, 2010, no. 7, pp. 45–51.
48. Pyshmintsev I.Yu., Mal'tseva A.N., Smirnov M.A. Rol' strukturnykh sostavlyayushchikh v formirovanii svoistv sovremennykh vysokoprochnykh stalei dlya magistral'nykh truboprovodov [The role of structural components in the formation of properties of modern high-strength steels for main pipelines]. *Nauka i tekhnika v gazovoi promyshlennosti = Science and Technology in the Gas Industry*, 2011, no. 4, pp. 46–52.
49. Pyshmintsev I.Yu., Gervas'ev A.M., Mal'tseva A.N., Struin A.O. Osobennosti mikrostrukтуры i tekstury trub K65 (Kh80), vliyayushchie na sposobnost' materiala truby ostanavlivat' protyazhennoe vyazkoe razrushenie [Features of microstructure and texture of K65 (X80) pipes influencing the ability of the pipe material to stop the extended ductile fracture]. *Nauka i tekhnika v gazovoi promyshlennosti = Science and Technology in the Gas Industry*, 2011, no. 4, pp. 73–78.
50. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu., Mal'tseva A.N., Mushina O.V. Vliyanie ferritno-beinitnoi strukтуры na svoistva vysokoprochnoi trubnoi stali [Effect of ferrite-bainite microstructure on characteristics of high-strength pipe steel]. *Metallurg = Metallurgist*, 2012, no. 1, pp. 55–62. (In Russian).
51. Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in steels: theory and practice*. 3rd ed. London, CRC Press, 2015. 616 p. DOI: 10.1201/9781315096674.
52. Zhao H., Wynne B.P., Palmiere E.J. A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel. *Materials Characterization*, 2017, vol. 123, pp. 339–348. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.11.024.
53. Strateichuk D.M., Martyushev N.V., Klyuev R.V., Gladkikh V.A., Kukartsev V.V., Tynchenko Y.A., Karlina A.I. Morphological features of polycrystalline $\text{CdS}_{1-x}\text{Se}_x$ films obtained by screen-printing method. *Crystals*, 2023, vol. 13 (5), p. 825. DOI: 10.3390/cryst13050825.
54. Bosikov I.I., Martyushev N.V., Klyuev R.V., Tynchenko V.S., Kukartsev V.A., Ereemeeva S.V., Karlina A.I. Complex assessment of X-ray diffraction in crystals with face-centered silicon carbide lattice. *Crystals*, 2023, vol. 13 (3), p. 528. DOI: 10.3390/cryst13030528.
55. De-Castro D., Eres-Castellanos A., Vivas J., Caballero F.G., San-Martín D., Capdevila C. Morphological and crystallographic features of granular and lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel. *Materials Characterization*, 2022, vol. 184, p. 111703. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111703.
56. Zhao H., Wynne B.P., Palmiere E.J. Conditions for the occurrence of acicular ferrite transformation in HSLA steels. *Journal of Materials Science*, 2018, vol. 53, pp. 3785–3804. DOI: 10.1007/s10853-017-1781-3.
57. Ramirez J.E. Characterization of high-strength steel weld metals: chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusions. *Welding Journal*, 2008, vol. 87 (3), pp. 65s–75s.
58. Lan L., Chang Z., Kong X., Qiu C., Zhao D. Phase transformation, microstructure, and mechanical properties of X100 pipeline steels based on TMCP and HTP concepts. *Journal of Materials Science*, 2017, vol. 52, pp. 1661–1678. DOI: 10.1007/s10853-016-0459-6.
59. Lan L., Qiu C., Zhao D., Gao X. Microstructural evolution and mechanical properties of Nb-Ti microalloyed pipeline steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2011, vol. 18 (2), pp. 57–63. DOI: 10.1016/S1006-706X(11)60024-1.
60. Chu Q., Xu S., Tong X., Li J., Zhang M., Yan F., Zhang W., Bi Z., Yan C. Comparative study of microstructure and mechanical properties of X80 SAW welds prepared using different wires and heat inputs. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2020, vol. 29, pp. 4322–4338. DOI: 10.1007/s11665-020-04986-5.
61. Beidokhti B., Koukabi A.H., Dolati A. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209, pp. 4027–4035. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.09.021.

62. Bhole S.D., Nemade J.B., Collins L., Liu C. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, vol. 173, pp. 92–100. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.10.028.

63. Rezanov V.A., Martyushev N.V., Kukartsev V.V., Tynchenko V.S., Kukartsev V.A., Grinek A.V., Skeebe V.Y., Lyosin A.V., Karlina A.I. Study of melting methods by electric resistance welding of rails. *Metals*, 2022, vol. 12 (12), p. 2135. DOI: 10.3390/met12122135.

64. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–112), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.

65. Malushin N.N., Gizatulin R.A., Martyushev N.V., Valuev D.V., Karlina A.I., Kovalev A.P. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–112), pp. 1468–1475. DOI: 10.1007/s11015-022-01292-4.

66. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.

67. Beidokhti B., Koukabi A.H., Dolati A. Influence of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties. *Materials Characterization*, 2009, vol. 60, pp. 225–233. DOI: 10.1016/j.matchar.2008.09.005.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).