



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Обзор современных требований к сварке трубных высокопрочных низколегированных сталей

Юлия Карлина<sup>1, a, \*</sup>, Роман Кононенко<sup>2, b</sup>, Владимир Иванцовский<sup>3, c</sup>, Максим Попов<sup>2, d</sup>, Федор Дерюгин<sup>2, e</sup>, Владислав Бянкин<sup>2, f</sup>

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

<sup>2</sup> Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

<sup>3</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, [istu\\_politech@mail.ru](mailto:istu_politech@mail.ru);

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

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0009-0004-4677-3970>, [deryugin040301@yandex.ru](mailto:deryugin040301@yandex.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0009-0007-0488-2724>, [borck3420@gmail.com](mailto:borck3420@gmail.com)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017

#### История статьи:

Поступила: 13 сентября 2023

Рецензирование: 21 сентября 2023

Принята к печати: 27 сентября 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### 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

В течение многих лет для сварки крупных труб нефте- и газопроводов применялись проверенные процессы дуговой сварки, охват которых простирается от ручной дуговой сварки штучными электродами до применения аппаратов орбитальной сварки с использованием металла. **Введение** отражает, что создание новых составов сталей для нефте- и газопроводов является актуальной задачей в целях обеспечения их высокой надежности. **Методы исследования.** В трубном производстве обычно используются низкоуглеродистые стали с феррито-перлитной структурой, но они не в состоянии удовлетворить возросшие потребности рынка. Появляются новые марки стали с бейнитной структурой. **Результаты.** Разрушение сварных соединений трубопроводов из высококачественной стали становится серьезной проблемой для трубопроводной промышленности. **Обсуждение.** В данной работе проведен анализ характеристик микроструктуры сварного шва и ее связи с ударной вязкостью. Прогнозирование ударной вязкости на основе микроструктурных характеристик металлов сварных швов стали усложняется из-за большого количества задействованных параметров. Обычная практика, связывающая это свойство с микроструктурой последнего валика многопроходной сварки, оказалась неудовлетворительной, поскольку количество игольчатого феррита, наиболее желательного компонента, не всегда может быть основным фактором, влияющим на ударную вязкость. 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. **Заключение.** Предполагается, что этот обзор поможет читателям с разным опытом, от не специалистов по сварке или материаловедов до специалистов различных промышленных приложений и исследователей.

**Для цитирования:** 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.

## Введение

В связи с растущим спросом на нефть и газ в трубопроводной промышленности широко используются трубы из высококачественной стали. Материал, из которого изготовлены эти трубы, отвечает строгим требованиям к конструкции, чтобы выдерживать тяжелые условия

#### \*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](mailto:jul.karlina@gmail.com)

эксплуатации и суровые условия окружающей среды [1, 2].

Наиболее распространенными материалами, естественно выбираемыми производителями труб, являются стальные сплавы из-за их достаточной механической надежности и экономической целесообразности. Спецификации, касающиеся химического состава, механических свойств и других важных аспектов, таких как сварка, резка, производство материалов для нефтегазовых трубопроводов, определяются Американским институтом нефти (API) [3], Международной организацией по стандартизации (ISO) и другими национальными агентствами [3–5]. Стандарты API обычно используются многими национальными агентствами в качестве эталона для установления собственных спецификаций для этих материалов. Спецификации API приняты и широко применяются во всем мире. В соответствии с требованиями API материалы для трубопроводов изготавливаются или поставляются с требованиями к спецификации продукта PSL 1 и PSL 2.

В документе PSL 1 зафиксированы только рекомендации к углеродному эквиваленту, нет ограничений на показатели ударной вязкости, предела текучести и предела прочности на разрыв. В документе PSL 2 уже прописаны обязательные значения в определенном диапазоне к углеродному эквиваленту, ударной вязкости, пределам текучести и прочности на растяжение. Другое существенное различие основано на типе концов труб [1–3]. Знание химического состава и механических свойств труб необходимо для понимания свариваемости и других аспектов сварки этих труб.

Трубные стали разных производителей, отвечающие требованиям к прочности и пластичности [1–5], могут иметь различную микроструктуру [1–3, 10–34]. В большинстве из них используется феррито-перлитная или ферритно-бейнитная микроструктура [10–33]. Трубы могут изготавливаться двумя традиционными способами: холодной штамповкой (UOE) и бесшовным методом [3]. Производство труб методом холодной штамповки (UOE) имеет тенденцию привносить в лист интенсивные градиенты деформации в разных направлениях относительно фиксированной ортогональной системы координат во время формовки, причем бо-

лее серьезные градиенты возникают в поперечном направлении [1, 2]. Это влияет не только на предел текучести, но и на деформационное упрочнение и последующую нестабильность (образование шейки), которые, в свою очередь, являются движущими силами инициирования и распространения разрушения.

С другой стороны, процесс производства бесшовных труб позволяет получить продукт с улучшенными механическими свойствами благодаря термической обработке, которая снимает остаточные напряжения и уменьшает овальность конечной формы. Следовательно, ожидается, что механические свойства конечного продукта будут однородными в пространстве и направлении [1, 2, 10]. Вне зависимости от способа производства труб в дальнейшем при строительстве трубопровода их соединяют между собой методом сварки.

В последние десятилетия проведено множество исследований кольцевых сварных швов наземных и морских трубопроводов с трещинами под эксплуатационной нагрузкой [11, 12]. Трещины в кольцевых сварных швах трубопроводов из высококачественной стали в основном расположены на линии сплавления материала корневого шва и в зоне термического влияния [13]. В то же время кольцевые швы имеют зоны материала с различными свойствами, такие как основной металл (base metal, BM), материал шва (weld material, WM), материал корневого шва (root-welding material, RM) и зона термического влияния (heat affected zone, HAZ). Неоднородность сварных соединений по геометрии и свойствам материалов приводит к значительной концентрации напряжений и деформаций в дефектных частях, что значительно снижает деформационную несущую способность сварных соединений трубопроводов [13, 14].

В процессе сварочного нагрева свариваемого металла, плавления присадочной проволоки формируется сварной шов с литой структурой, который имеет зону перехода к структуре основного металла (HAZ), именно в этой зоне происходит снижение значений ударной вязкости [14–20].

Из-за быстротекущего процесса нагрева и плавления металла в зоне сварного шва и прилегающей области основного металла формируется структура в heat affected zone (HAZ) с разными размерами аустенитных зерен, с участками

металла, нагретыми выше и ниже точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ . Все это приводит к снижению механических свойств металла. Следовательно, значительные усилия по исследованию высокопрочных сталей для трубопроводов были сосредоточены на повышении ударной вязкости в зонах HAZ.

Взаимосвязь между микроструктурой и ударной вязкостью для металлов многопроходных швов очень сложна, поскольку различные факторы могут оказывать благотворное и неблагоприятное воздействие в зависимости от исследуемого материала и его микроструктурного состояния. Помимо микроструктурных составляющих признается влияние повторного нагрева, наличие микрофаз и включений в качестве критических факторов, влияющих на микроструктуру и, следовательно, на ударную вязкость. Хотя было проведено мало исследований по характеристике микроструктуры металлов сварного шва из-за вышеупомянутой сложности, знание характеристик микроструктуры имеет решающее значение для прогнозирования ударной вязкости. Таким образом, более систематическое исследование имеет основополагающее значение для раскрытия этой взаимосвязи между микроструктурой и прочностью.

Настоящий обзор посвящен анализу работ, связанных с оценкой влияния микроструктуры сварного шва на ударную вязкость как показателя чувствительности горячекатаных трубопроводных сталей к хрупкому разрушению.

## Стали для производства труб

Влияние развития технологии производства и микролегирования трубопроводной стали на прочность показано на рис. 1. В трубном производстве широко применяются низкоуглеродистые легированные стали с ферритно-перлитной структурой [27].

Повышение прочности является постоянной целью разработки металлургических сплавов. В настоящее время больше внимания уделяется улучшению других важных характеристик – таких свойств, как ударная вязкость и свариваемость, на каждое из которых отрицательно влияет содержание углерода в стали. Высокопрочные низколегированные стали (HSLA), или микролегированные (MA), как их стали называть позже [21–25], уже были представлены в начале XX века [23, 24]. Низколегированные стали – намного более ранний определенный класс сталей, чем стали MA, – обычно считаются содержащими менее 3,5 масс.% всех легирующих элементов и включают Cr (0,5–2,5 %), Mo ( $\leq 3$  %) и V ( $\approx 1$  %).

Высокопрочные низколегированные (HSLA) стали и парадигма микролегированных (MA) сталей предполагают, что углерод, возможно, не является лучшим легирующим элементом для изготовления хорошей стали [21–25].

В этом контексте стали HSLA показывают более низкое содержание углерода, что улучшает свариваемость и формовость, но более

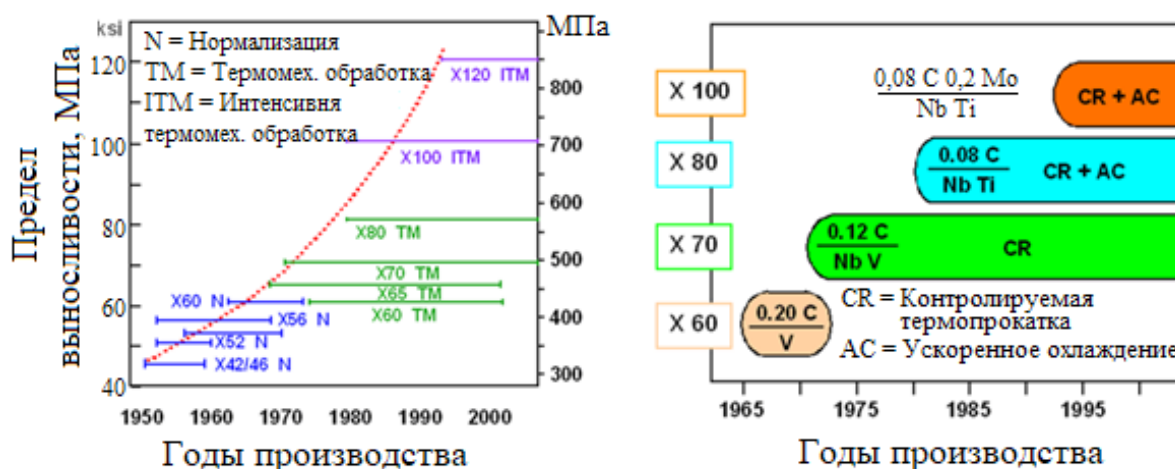


Рис. 1. Влияние развития технологии производства и микролегирования трубопроводной стали на прочность

Fig. 1. Effect of development of production technology and microalloying of pipeline steel on strength

низкие механические свойства, возникающие в результате более низкого содержания С. Эти свойства могут быть улучшены добавлением легирующих элементов, таких как Nb, Mo и Ti, и соответствующим термомеханическим процессом. Каждый из перечисленных элементов влияет на различные механизмы. С одной стороны, многие исследователи сходятся во мнении, что Nb способен вызывать накопление деформации в аустените до трансформации, обеспечивая значительное измельчение микроструктуры [1–3, 26–28]. В свою очередь, Mo помимо влияния сопротивления растворенного вещества на статическую кинетику рекристаллизации усиливает образование сложных неполигональных продуктов превращения [27, 28]. Эти стратегии преследуют более тонкие конечные микроструктуры, что приведет к лучшему сочетанию прочности и ударной вязкости. С другой стороны, стали, микролегированные Ti и Mo, имеют интересное сочетание высокой прочности и хорошей формуемости из-за широкой дисперсии карбидов титана нанометрового размера в тонкой матрице [21–23].

Стали HSLA обычно имеют очень низкое содержание углерода и небольшое количество легирующих элементов [1, 2, 14], и они классифицируются Американским институтом нефти (API) в порядке их прочности (X42, X46, X52,

X56, X60, X65, X70, X80, X100 и X120). Их свойства достигаются тщательным подбором состава микросплава, а также оптимизацией термомеханической обработки (ТМО) и условий ускоренного охлаждения после ТМО. Спецификации, касающиеся химического состава, механических свойств и других важных аспектов, таких как сварка, резка и производство материалов для нефтегазовых трубопроводов, определяются Американским институтом нефти (API), Международной организацией по стандартизации (ISO) и другими национальными агентствами [4–9].

### **Требования по ГОСТ Р 53366–2009 к сталям для труб класса прочности K55**

Требования к химическому составу (табл. 1): ограничивается только содержание вредных примесей – содержание серы и фосфора должно быть не более 0,030 масс.% ( $P \leq 0,030$ ;  $S \leq 0,030$ ). Требования к механическим свойствам при испытании на растяжение:  $\sigma_T = 379...552$  МПа;  $\sigma_B \geq 655$  МПа (табл. 2).

### **Требования к сталям для труб класса прочности K55**

В соответствии с требованиями API материалы для трубопроводов изготавливаются или поставляются с двумя уровнями спецификации продукта, известными как PSL 1 и PSL 2.

Таблица 1

Table 1

### **Химический состав стали для трубопроводов по ГОСТ Р 53366–2009 (стр. 71, табл. 5)**

### **Chemical composition of pipelines steel according to GOST R 53366-2009 (p. 71, Table 5)**

Класс / Class	Группа прочности / Strength Group	Тип / Type	Массовая доля элемента, % / Mass content of element, %												
			C		Mn		Mo		Cr		Ni	Cu	P	S	Si
			мин. / min	макс. / max	мин. / min	макс. / max	мин. / min	макс. / max	мин. / min	макс. / max	макс. / max	макс. / max	макс. / max	макс. / max	макс. / max
1	H40	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–
	J55	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–
	K55	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–
	K72	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–
	N80	1	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–
	N80	Q	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–

Таблица 2

Table 2

**Требования к механическим свойствам стали для трубопроводов по ГОСТ Р 53366–2009  
(стр. 72, табл. 6)**

**Requirements for mechanical properties of steel for pipelines according to GOST R 53366–2009  
(p. 72, Table 6)**

Класс / Class	Группа прочности / Strength Group	Тип / Type	Полное удлинение под нагрузкой, % / Total elongation under load, %	Предел текучести $R_p$ / Yield strength $R_p$ , МПа		Предел прочности $R_m$ / Strength $R_m$ , МПа, min	Максимальная твердость / Maximum hardness		Задняя толщина стенки $t$ , мм / Back wall thickness $t$ , mm	Допустимый разброс твердости HRC / Permissible hardness variation HRC
				мин. / min	макс. / max		HRC	HBW		
1	H40	–	0,5	276	552	414	–	–	–	–
	J55	–	0,5	379	552	517	–	–	–	–
	K55	–	0,5	379	552	655	–	–	–	–
	K72	–	0,5	491	–	687	–	–	–	–
	N80	1	0,5	552	758	689	–	–	–	–
	N80	Q	0,5	552	758	689	–	–	–	–
2	M65	–	0,5	448	586	586	22	235	–	–
	L80	1	0,5	552	655	655	23	241	–	–
	L80	9Cr	0,5	552	655	655	23	241	–	–
	L80	13Cr	0,5	552	655	655	23	241	–	–

В соответствии со спецификациями API 5L трубы PSL 1 поставляются марок A25, A25P, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65 и X70, тогда как трубы PSL 2 поставляются марок B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70, X80, X90, X100 и X120.

Стоит также отметить, что для труб марки PSL 1 не установлено ограничение по углеродному эквиваленту. Другое существенное различие основано на типе концов труб. Трубы PSL 1 могут изготавливаться и поставляться с гладкими концами, резьбовыми концами, раструбами и в качестве специальной соединительной трубы, тогда как трубы PSL 2 изготавливаются только с гладкими концами. В этом документе информация о химическом составе, механических свойствах и используемых технологиях изготовления труб указана для трубопроводной стали от X42 до X120. Исходные

марки A25, A25P, A и B исключены из основного обсуждения, поскольку эти марки считаются материалами средней прочности. По данным Американского общества металлов (ASM), низколегированная сталь с пределом текучести не менее 290 МПа считается высокопрочной сталью. Знание химического состава и механических свойств этих труб необходимо для понимания свариваемости и других аспектов сварки этих труб.

**Требования к химическому составу  
по API 5CT**

Ограничивается только содержание вредных примесей – содержание серы и фосфора должно быть не более 0,030 масс.% ( $P \leq 0,030$ ;  $S \leq 0,030$ ). Различия в требованиях по химическому составу между PSL 1 и PSL 2 показаны в табл. 3.



**Различия между материалами труб PSL 1 и PSL 2 в зависимости от их химического состава**  
**Differences between PSL 1 and PSL 2 pipe materials depending on their chemical composition**

Химия / Chemistry	PSL 1 (вес.%) / PSL 1 (weight%)	PSL 2 (масс.%) / PSL 2 (wt.%)
Максимум углерода для бесшовных труб	0,28 % для оценок $\geq B$	0,24 %
Максимум углерода для сварных труб	0,26 % для оценок $\geq B$	0,22 %
Максимум марганца для бесшовных труб	1,40 % для классов $\geq X46$	1,40 % для классов $\geq X46$
Максимум марганца для сварных труб	1,40 % для марок $\geq X46$ и $\leq X60$ ; 1,45 % для X65 и 1,65% для X70	1,40 % для марок $\geq X46$ и $\leq X60$ ; 1,45 % для X65; 1,65 % для X70; 1,85% для X80
Максимум фосфора	0,030 % для оценок $\geq A$	0,025 %
Максимум серы	0,03 %	0,02 %

### Свариваемость трубных сталей

Дополнительным критерием, предъявляемым к трубным сталям, является количественное значение углеродного эквивалента. Термин «углеродный эквивалент» (CE) используется для обозначения прокаливаемости или склонности к растрескиванию стального сварного шва. CE помогает оценить совокупное влияние всех важных легирующих элементов на микроструктуру (формирование мартенситной структуры) во время сварки стали, поскольку именно изменение микроструктуры стали определяет ее свойства и поведение после сварки. Поэтому всегда предпочтительнее более низкое значение CE, что указывает на хорошую свариваемость. Американский институт нефти принял две формулы ( $CE_{IIW}$  и  $CE_{P_{cm}}$ ) 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 углеродисто-марганцевых сталей.

В Европе рассчитывается критический параметр металла, обозначаемый  $P_{cm}$ .  $CE_{P_{cm}}$  взят из документов Японского общества инженеров по сварке.  $CE_{P_{cm}}$  был предложен специально для проверки свариваемости высокопрочных сталей:

$$P_{cm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} +$$

$$+ \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5B;$$

$$CE_{IIW} = \%C + \frac{\%Mn}{6} +$$

$$+ \left( \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \right) + \left( \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \right).$$

В спецификации трубопроводной трубы API указало, что ограничения  $CE_{IIW}$  будут учитываться, если массовая доля углерода превышает 0,12 %.  $CE_{P_{cm}}$  используется, когда массовая доля углерода в составе стали меньше или равна 0,12 % (American Petroleum Institute, 2012). Помимо легирования металла важную роль в изменении микроструктуры играют термические циклы, а также скорости охлаждения при сварке. Перед прогнозированием поведения стали во время и после сварки также следует учитывать используемые сварочные материалы и условия подготовки и проведения процесса сварки.

Требования API 5CT к сталям для труб по механическим свойствам при испытании на растяжение показаны в табл. 4.

Требования API 5CT к сталям для труб группы прочности K55 по механическим свойствам при испытании на растяжение следующие:

Таблица 4

Table 4

**Требования API 5CT к сталям для труб по механическим свойствам при испытании на растяжение**  
**API 5CT requirements for pipe steels for mechanical properties in tensile tests**

Марка трубы / Pipe grade	Минимальный предел текучести, МПа / Minimum yield strength, MPa /	Максимальный предел текучести, МПа / Maximum yield strength, MPa	Минимальный предел прочности при растяжении, МПа / Minimum ultimate tensile strength, MPa	Максимальный предел прочности при растяжении, МПа / Maximum ultimate tensile strength, MPa
X42	290	496	414	758
X46	317	524	434	758
X52	359	531	455	758
X56	386	544	490	758
X60	414	565	517	758
X65	448	600	531	758
X70	483	621	565	758
X80	552	690	621	827
X90	625	775	695	915
X100	690	840	760	990
X120	830	1050	915	1145

щие:  $\sigma_T = 379...552$  МПа;  $\sigma_B \geq 655$  МПа; минимальное относительное удлинение, выражаемое в процентах, должно определяться по следующей формуле:

$$e = k \frac{A^{0,2}}{U^{0,9}}, \quad (1)$$

где  $e$  – минимальное удлинение в пределах расчетной длины 50,8 мм (2 дюйма) в процентах, округленное с точностью до 0,5 процента, когда оно менее 10 %, и до одного процента, когда оно составляет 10 % и выше;  $k$  – константа, равная 1942,57 (625 000 при расчете в дюймах);  $A$  – площадь поперечного сечения образца для испытания на растяжение в квадратных миллиметрах (квадратных дюймах), основанная на заданном наружном диаметре или номинальной ширине образца и заданной толщине стенки, округленная с точностью до 10 мм<sup>2</sup> (0,01 кв. дюйма) или 490 мм<sup>2</sup> (0,75 кв. дюйма) (в зависимости от того, что меньше);  $U$  – минимальный заданный предел прочности МПа (psi).

**Требования к ударной вязкости**

В соответствии с API 5CT [3] проводится испытание на удар по Шарпи для образцов с V-образным надрезом. Требование к поглощенной энергии удара испытанных образцов (не менее 3 шт.) должно составлять:

- для поперечных образцов  $KV^{+21} \geq 20$  Дж;
- для продольных образцов  $KV^{+21} \geq 27$  Дж.

Результат меньше требуемой поглощенной энергии может быть получен не более чем на одном образце, при этом значение поглощенной энергии должно быть меньше двух третей от требуемой. Допустимые размеры образцов для испытаний на удар и коэффициенты уменьшения поглощенной энергии удара представлены в стандартах (табл. 6).

**Требования к термообработке**

Стандарт API 5CT не содержит конкретных требований к термической обработке труб класса прочности K55, допускается поставка в состоянии после нормализации, нормализации

с последующим отпуском или после закалки и отпуска по всей длине и по всему телу трубы по выбору изготовителя или в соответствии с требованиями договора на поставку. Однако сварной шов электросварных труб должен подвергаться термообработке после сварки при температуре не ниже 540 °C (1000 °F) или обрабатываться таким образом, чтобы не осталось неотпущенного мартенсита. Это связано с требованиями к испытаниям труб на смятие.

### **Производство труб для нефте- и газопровода**

В настоящее время в производстве проката для труб большого диаметра используют две основные технологии: контролируемую прокатку с последующим охлаждением на воздухе и контролируемую прокатку с последующим ускоренным охлаждением. Базовая концепция термомеханической обработки (ТМО) или термомеханической контролируемой обработки (ТМКО) лежит в основе разработки многих усовершенствованных марок стали с улучшенными механическими свойствами за последние 50 лет.

При ТМКО скорости охлаждения и модели деформации влияют на неоднородность микроструктуры и кристаллографической текстуры толстостенных прокатанных пластин. Это приводит к неоднородности механического поведения по толщине и влияет на свойства пластины. Увеличение толщины стальной пластины приводит к существенным различиям в пластической способности деформации материала по направлению толщины на разных стадиях формовки [1–3]. Испытания механических свойств толстостенной трубопроводной стали K60 при ТМКО продемонстрировали эти различия по толщине [1, 2]. Толстостенная стальная пластина K60 подвергается более длительному времени выдержки в толщине около центра во время быстрого охлаждения; охлаждение происходит с меньшей скоростью и способствует росту зерна [8–13]. С другой стороны, изменения режима деформации также влияют на микроструктуру по толщине металла проката. В процессе горячей прокатки поверхностный слой подвергается сильной сдвиговой деформации из-за трения между поверхностью и валками, что приводит к возникновению множества дислокаций в феррите [10,

11]. Движущиеся дислокации переплетаются, образуя новые границы зерен, в результате чего исходные зерна феррита распадаются на множество субкристаллов [13, 25, 26]. Фрагментация субкристаллов приводит к более значительной деформации и увеличению внутренней запасенной энергии зерна, способствуя быстрому образованию феррита в поверхностном слое [25, 26]. Такое сочетание (быстрое охлаждение и сдвиговая деформация) приводит к уменьшению размера зерен в поверхностном слое. Упрочнение при измельчении зерна часто улучшает механические свойства. Уменьшение размера зерна увеличивает пластичность поверхностного слоя, благодаря чему более мелкий феррит обеспечивает лучшую координацию деформации, эффективно предотвращая концентрацию напряжений. При этом измельчение зерна эффективно ограничивает пространство движения дислокаций внутри феррита по поверхностному слою, усиливая взаимодействие между дислокациями и повышая прочность [9, 11].

Однако механические свойства, проявляемые микроструктурой, могут влиять на степень деформационного упрочнения и поведение пластических повреждений во время уже дальнейшего формования трубы, что в свою очередь влияет на конечные свойства трубы [1–4]. После формирования труб внешний и внутренний слои труб в стенках испытывают неоднократно растягивающие и сжимающие деформации соответственно [1–3]. Из-за этих различных историй деформации уплотненный сегмент стенок трубы часто демонстрирует неожиданно гораздо более низкий или более высокий предел текучести, чем у листового проката, из которого трубы изготовлены.

Многие исследования показали, что предел текучести материала увеличивается, а пластичность снижается в процессе производства, и что поведение деформации варьируется в зависимости от микроструктуры [8, 31]. Поэтому когда необходимо получить класс прочности стали ниже K60, то используют ТМО, а если требуется получить прокат с прочности выше K60, то применяют ТМКО. Многие исследователи признают, что с увеличением толщины трубы свыше 27 мм в процессе производства труб остается много нерешенных вопросов по получению однородной структуры в сечении проката и в даль-



нейшем при последующем производстве трубы по толщине стенки в процессе формовки.

Трубы класса API могут изготавливаться как бесшовными, так и сварными. Бесшовный процесс – это процесс горячей обработки, используемый для формирования трубного изделия без сварного шва. Сварочные процессы, применяемые для изготовления труб класса API, можно разделить на процессы сварки без использования присадочного металла (контактная сварка, электросварка и лазерная сварка) и с использованием присадочного металла (сварка под флюсом и дуговая сварка металлическим электродом). Технологии изготовления сварных стальных труб и труб обычной электросваркой сопротивлением (ERW) показаны на рис. 2.

Процедуры изготовления стальных труб ERW начинаются с рулонного стального листа соответствующей толщины и определенной ширины, чтобы сформировать трубу, соответствующую определенным спецификациям. Стальная лента протягивается через ряд роликов, которые постепенно формируют цилиндрическую

трубку. Когда края цилиндрической пластины сходятся, в нужных точках прикладывается электрический заряд для нагрева краев, чтобы их можно было сварить вместе. Однако трудно получить хорошие характеристики при использовании обычного процесса ERW.

Причина в том, что стальные трубы ВПВ изготавливаются методом холодной прокатки стальных лент, а пластичность стальных труб неизбежно уступает пластичности стальной ленты из-за деформационного упрочнения при холодной прокатке. Кроме того, закалка, вызванная быстрым охлаждением после сварки, оказывает такое же влияние на механические свойства стальной трубы в сварном соединении.

Процессы, используемые для производства двух уровней спецификации продукта (PSL 1 и PSL 2) для трубных сталей HSLA, представлены в документах [4–9].

Из приведенной выше информации видно, что производство труб – это сложный высокотехнологический процесс; на его выходе получается инновационный продукт высокого качества,

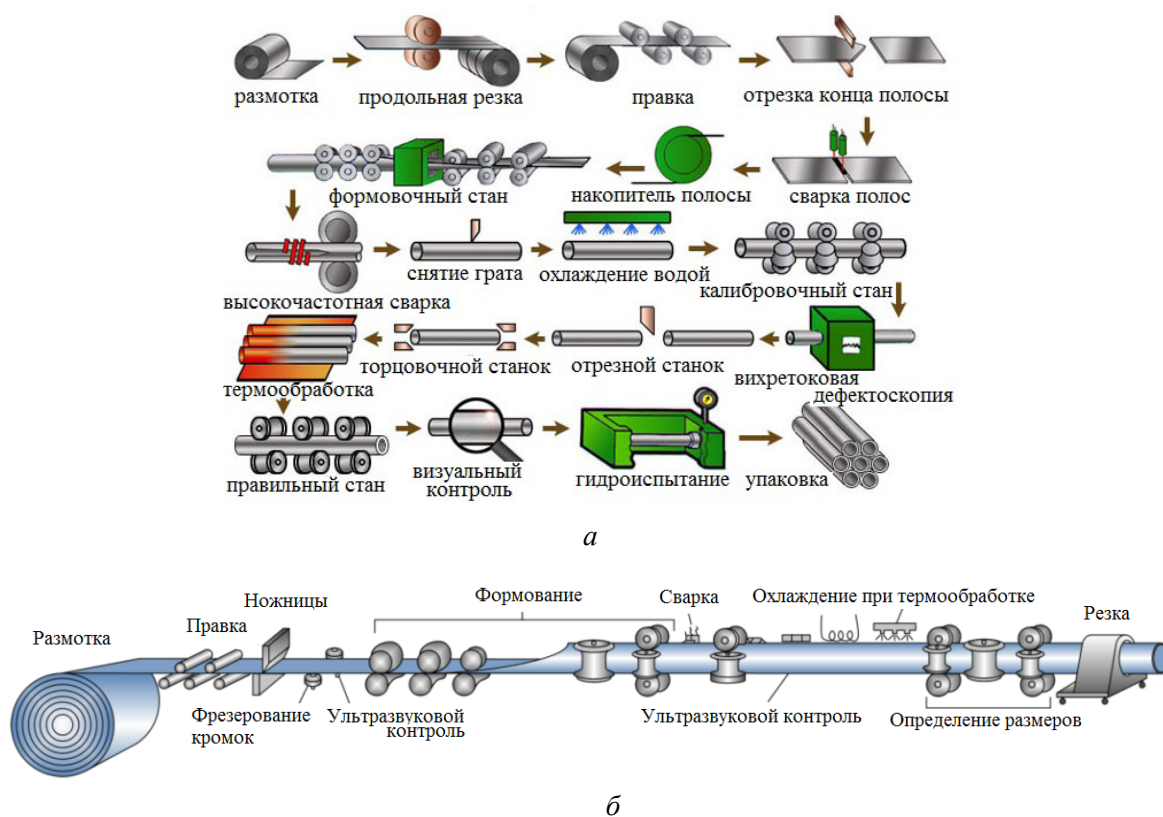


Рис. 2. Технологии изготовления сварных стальных труб (а) и труб обычной электросваркой сопротивлением (ERW) (б)

Fig. 2. Technologies for manufacturing welded steel pipes (a) and conventional electric resistance welded (ERW) pipes (b)

который в дальнейшем надо сварить в полевых условиях в газо- или нефтепровод.

Анализ работ [21–28] показывает, что при формировании сварного шва в сталях класса прочности K60 с преимущественной структурой феррита и перлита одновременно получить высокие значения прочности и ударной вязкости невозможно. Одним из перспективных направлений разработки высокопрочных трубных сталей является получение кристаллической упорядоченной бейнитной структуры [1, 2, 21–25] вместо феррито-перлитной.

В работе [26] показано, что в течение последних тридцати лет было разработано два поколения низколегированных сталей (феррит/перлит, а затем бейнит/мартенсит), которые широко использовались в конструкционных применениях. Ожидается, что третье поколение низколегированных сталей обеспечит высокую прочность, улучшенную пластичность и ударную вязкость, а также удовлетворит новым требованиям по снижению веса, экологичности и безопасности. В указанной статье рассматривается недавний прогресс в разработке низколегированных сталей третьего поколения с  $M^3$ -микроструктурой, а именно микроstructures с многофазным, метастабильным аустенитом и многомасштабными выделениями; обобщены конструкции сплавов и способы обработки для контроля микроstructures, а также механические свойства сплавов. Особое внимание уделяется стабилизации остаточного аустенита в низколегированных сталях. Затем рассматриваются многомасштабные нановыделения, в том числе карбиды микролегирующих элементов и обогащенные медью выделения, полученные в низколегированных сталях третьего поколения. Обсуждаются также взаимосвязи структуры и свойств сплавов третьего поколения. Наконец, изучаются перспективы и проблемы будущих приложений.

В работе [27] отмечается, что наиболее важными явлениями в этом контексте являются мартенситное фазовое превращение и связанные с ним эффекты пластичности аккомодации (TRIP) и пластичности, вызванной двойникованием (TWIP), которые возможны благодаря присутствию термодинамически метастабильного аустенита.

В работе [28] представлен обзор технологии изготовления высокопрочных трубопроводных

сталей. Проанализированы и обсуждены микроструктура и механические свойства листов и труб из стали марок X80, X100 и X120. Микроструктура стали X80 состоит из игольчатого феррита, содержащего фазу М/А (мартенсит/аустенитная составляющая). Было обнаружено, что протестированные стальные листы и трубы X80 показали превосходные характеристики при испытании на разрыв при падении веса (DWTТ). DWTТ 85 % SATТ стали X80 в трубе составлял около  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Деформационная способность трубопровода X80 оценивалась на крупногабаритной деформирующей машине, работающей под нагрузкой изгибающей и осевой силы сжатия. Было установлено, что разработанный трубопровод X80 соответствует требованиям норм DNV и API по устойчивости к изгибу. В случае стали X100 основной фазой был бейнитный феррит, имеющий реечную и зернистую морфологию, а М/А существовал как вторая фаза. Было показано, что разработанная сталь X100 может быть реализована с соответствующими свойствами для труб UOE. DWTТ 85 % SATТ стальной трубы X00 был показан при температуре ниже  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Была также опробована разработка трубопроводной стали марки X120. Микроструктура стали X120 состоит из бейнитного феррита и игольчатого феррита. Прочность на растяжение разработанных стальных листов и труб X120 полностью соответствует целевому показателю свойств, требуемому в текущем исследовании. DWTТ 75 % SATТ разработанной листовой стали X120 и трубы была ниже  $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Бейнитный феррит, проявляющий реечную и зернистую морфологию, был основной фазой, а М/А существовал как вторая фаза.

В работах [2, 11–18] отмечается, что при сварке в полевых условиях труб из стали марок X80, X100 и X120 возникают трудности в обеспечении оптимальной структуры в зоне термического влияния (ЗТВ) и снижение механических свойств металла сварного шва.

### Технологии сварки

В стандарте ГОСТ 29273–92 дано определение свариваемости для всех металлических материалов с учетом всех процессов, различных типов конструкций и каких бы то ни было свойств, которым они должны удовлетворять:

«Определение свариваемости. Металлический материал считается поддающимся сварке до установленной степени при данных процессах и для данной цели, когда сваркой достигается металлическая целостность при соответствующем технологическом процессе, чтобы свариваемые детали отвечали техническим требованиям как в отношении их собственных качеств, так и в отношении их влияния на конструкцию, которую они образуют».

Согласно AWS (Американское общество сварки) свариваемость определяется «как способность материала свариваться в заданных условиях производства в конкретной и соответствующим образом спроектированной конструкции так, чтобы удовлетворительно выполнять намеченные функции». Эту концепцию, хотя и уникальную, можно разделить на три: эксплуатационная свариваемость, металлургическая свариваемость и свариваемость в процессе эксплуатации.

Эксплуатационная свариваемость связана с эксплуатационными условиями сварки, такими как сочетание процесса и природы основного металла, положение сварки, навыки сварщика, методы совместной сборки и др.

Металлургическая свариваемость связана с термическими и химическими условиями, которые могут создавать дефекты или нежелательные механические свойства в сварном соединении, связанные с металлургическими явлениями, такими как фазовое превращение, микросегрегация и др.

Свариваемость в процессе эксплуатации больше связана со сроком службы свариваемого компонента. В этом пункте основное внимание уделено металлургической свариваемости.

Металлургические вопросы производства трубных сталей широко освещены в литературе, вместе с тем последующая сварка труб

в полевых условиях вносит свои коррективы в эксплуатационную работоспособность всего трубопровода. Основные способы сварки труб: дуговая сварка электродом с низким содержанием водорода, дуговая сварка проволокой в среде защитного газа (GMAW), дуговая сварка с самозащитной проволокой (FCAW-S). Технологические особенности этих методов и оборудование хорошо освещены в литературе. Рассмотрим перспективные технологии [29–39].

Лазерно-дуговая гибридная технология (LAHW) и оборудование для автоматической сварки в период с 2000-х гг. находились в стадии исследований, разработок и проектирования [29–33]. В процессе гибридной лазерно-дуговой сварки (LAHW) лазерный луч и электрическая дуга взаимодействуют в сварочной ванне, и их синергетический эффект используется для выполнения более глубоких и узких сварных швов (рис. 3), увеличивая производительность [30–33].

Этот метод был успешно реализован в лаборатории при сварке корня во всех положениях линейных труб с диаметром притупления 8 мм, а лазерный источник и система охлаждения находятся в стадии исследования на предмет их применимости на месте [29, 30].

В обзорной работе [32] приведены данные по толщине свариваемых материалов (табл. 5). В работе [33] представлены промышленные варианты для сварки трубопроводов (рис. 4).

В работе [30] исследуется влияние параметров гибридной лазерно-дуговой сварки, тепловложения и предварительного нагрева на скорость охлаждения, микроструктуру и механические свойства сварного соединения. Образцы из стали API 5L X80 с толщиной корня 14 мм были сварены сварочной проволокой МФ 940 М. Показано, что снижение скорости охлаждения сварных швов с 588 до 152 °C/с уменьшает твердость металла шва с 343±12 НВ

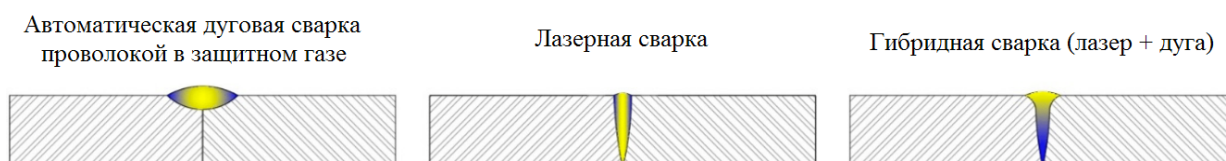


Рис. 3. Поперечное сечение сварных швов, соединенных различными способами сварки: GMAW, LBW и LAHW [31]

Fig. 3. Cross-section of welds joined by different welding methods: GMAW, LBW and LAHW [31]

## Сечения гибридных лазерных соединений из стали больших толщин [32]

## Cross-sections of hybrid laser joints made of heavy gauge steel [32]

A	B	C	D	E
				
AH36 H1, T3	S355J2 H3, T3	S355J2 H3, T1	S355J2 H3, T2	SM490A H2+CW, T2
F	G	H	I	J
				
API 5L X65 H2, T2	RQT701 H1, T3	AH36 H1, T2	High-strength H2,+ T4	API 5L X65 H2, T2
K	L	M	N	O
				
API X65 H5, T3	API X65 H4, T3	API X65 H4, T3	S355 J2+N H0, T3	HSLA H2+CW, T3
P	Q	R	S	T
				
S355J2+N H6, T4	P265GH H4, T3	Q235 H2, T2	S355 J2+N H0, T4	SM490A H2+CW, T3
U				
	<p> H0 – дуга GMAW + лазер  H1 – дуга GMAW + лазер CO<sub>2</sub>  H2 – дуга GMAW + волоконный лазер  H3 – дуга GMAW + дисковый лазер </p>			
S460 H5, T3	<p> H4 – дуга SAW +  дисковый лазер  H5 – дуга SAW  + лазер CO<sub>2</sub>  H6 – GMAW + SAW </p>			
	<p> T1–OS_SP  T2–OS_MP  T3–DS_SP  T4–DS_MP </p>			



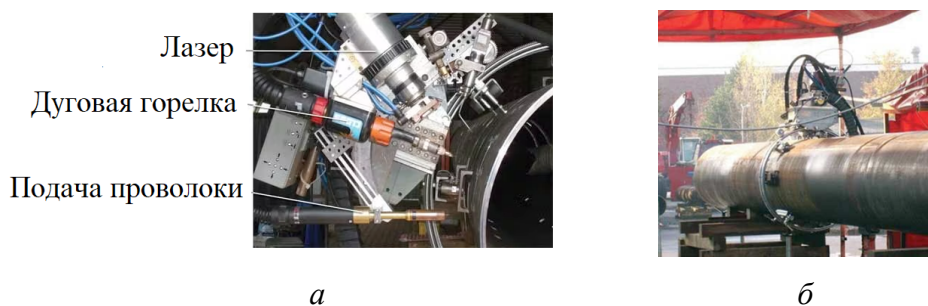


Рис. 4. Лабораторный вариант лазерно-дуговой гибридной технологии (а) и полевой вариант для сварки труб (б) [33]

Fig. 4. Laboratory version of laser-arc hybrid technology (a) and field version for pipe welding (b) [33]

до  $276 \pm 6$  HV и предел прочности при растяжении от  $1019,5 \pm 14$  МПа до  $828 \pm 10$  МПа, а также что увеличение бейнитной фазы металла шва выявлено при увеличении температуры предварительного подогрева до  $180^\circ\text{C}$  и максимальной погонной энергии.

В работе [31] отмечается, что для освоения ресурсов нефти и газа в глубоководных районах необходима прокладка большого количества подводных трубопроводов. J-образная укладка является основным методом прокладки глубоководных подводных трубопроводов. Сварка кольцевого шва в горизонтально-вертикальном положении является обязательной частью метода J-образной укладки. В настоящее время обычно используется следующая последовательность: сварка корня шва, горячий проход, заполняющие и облицовочные слои шва сварных соединений [31]. Из-за проблем с эффективностью и качеством сварки традиционные методы сварки не смогли удовлетворить требованиям промышленных трубопроводов с более толстой стенкой трубы и большим диаметром трубы, поэтому срочно требовалось разработать метод сварки с высокой эффективностью и производительностью, а также с высокой степенью автоматизации. Характеристики источника тепла гибридной сварки лазер-MAG, которая сочетает в себе глубокое проникновение лазера и широкую адаптируемость дуги, делают ее очень подходящей для сварки труб с более толстыми стенками [29–34]. По сравнению с обычной сваркой в горизонтально-вертикальном положении гибридная имеет следующие преимущества: глубокий провар, высокая скорость сварки и высокое качество сварки. Уровень проплавления при

односторонней сварке такой же, как и при других методах корневой сварки плюс один заполняющий проход. В то же время это уменьшает разбрызгивание и деформацию при сварке, снижает потребность в обратной строжке и повышает эффективность производства [29–32].

Для исследования технологии гибридной лазер-MAG-сварки в области прокладки трубопроводов (для сварки в горизонтально-вертикальном положении) проведена большая работа в России и за рубежом [34, 35]. Использование гибридной лазер-MAG-сварки не только повышает скорость и качество сварки, но также дает большие преимущества в снижении чувствительности стыковых соединений и дефектов сварки [34, 35].

Несмотря на существенный прогресс LANW в техническом исполнении, проведение исследовательских работ по изучению структуры и свойств металлов и с учетом неоспоримого факта, что эта технология обладает высокой проникающей способностью и эффективностью, на настоящем этапе развития она считается промышленной инновацией. Технология и оборудование нуждаются в постоянном совершенствовании в процессе, чтобы соответствовать требованиям полевой сварки.

Процесс сварки MAG с контролируемым переносом (ТС) является производным от процесса MAG для сварки корневого прохода в трубопроводах. Существуют различные патенты на управление переключением при коротком замыкании [35], например управление, разработанное и запатентованное компанией The Lincoln Electric Company под торговым названием «STT® (Surface Tension Transfer)» [35]. Один



из вариантов сварочного процесса MAG-ТС заключается в контроле тока без изменения скорости подачи электрода с использованием для этого специального сварочного источника, что обеспечивает низкую сварочную энергию, дым и брызги. Уменьшение скорости разбрызгивания сокращает время, необходимое для очистки как горелки, так и сварного соединения [35].

Перенос металла, полученный этим процессом, осуществляется путем короткого замыкания с использованием чистого  $\text{CO}_2$  или смесей  $\text{Ar}/\text{CO}_2$  в качестве защитного газа [35]. На рис. 5 показана форма сигнала, используемая в процессе MAG-СТ.

В отличие от источников для процесса MAG, источники для процесса MAG-ТС работают с характеристикой постоянного тока, а не кривой постоянного напряжения. Таким образом, источник способен за короткий промежуток времени изменить электрический ток дуги. Стабильность дуги сохраняется даже при изменении длины электрода и угла сварки благодаря точному контролю сварочного тока. Таким образом, как и в процессе MAG, устраняется изменение тока для регулировки удлинения электрода, что гарантирует отсутствие точечного уменьшения передаваемого тепла [35].

Точка *A* на рис. 5 соответствует базовому току (от 50 до 100 А), имеющему функцию поддержания дуги открытой и передачи тепла в сварочную ванну. Когда капля, образовавшаяся на кончике электрода, касается расплавленной ванны, создавая короткое замыкание (точка *B*), происходит падение тока. В точке *C* применяется ток пинч-эффекта капли (пинч-эффект), который имеет функцию отделения капли от кончика электрода и помещения ее в ванну расплава. В точке *D* электронное управление источником сварочного тока контролирует электрические параметры дуги и определяет, когда жидкостный мостик между расплавленной каплей и кончиком проволоки собирается разорваться, чтобы затем уменьшить ток до значений от 45 до 50 А, обеспечивая восстановление электрической дуги. После восстановления дуги (точка *E*) подается пиковый ток, функция которого заключается в давлении на расплавленную ванну вниз, чтобы предотвратить короткое замыкание и нагреть соединение. Функция «хвоста» заключается в контроле скорости снижения пикового тока до ба-



Рис. 5. Форма импульса сварки с контролируемым переносом (ТС)

Fig. 5. Welding pulse shape with controlled transfer (TC)

зового тока, она действует как грубый контроль энергии сварки.

Преимущества использования процесса MAG-ТС при сварке корневого шва труб по сравнению со сваркой MAG заключаются в том, что контроль короткого замыкания предотвращает возникновение непроваров, сильного задымления и разбрызгивания даже при использовании  $\text{CO}_2$  в качестве защитного газа, что обеспечивает хорошую чистоту поверхности и прочность сварного шва [35]. Процесс MAG-ТС имеет скорость сварки в четыре раза выше, чем процесс TIG [35].

По отношению к процессу ER процесс MAG-ТС имеет преимущества главным образом с точки зрения повышения производительности: нет необходимости останавливать сварку для смены расходных материалов и шлифовки после окончания корневого прохода, поскольку в отличие от процесса ER профиль сварного шва плоский. Чистовой профиль корневого прохода целлюлозными проволоками выпуклый, что приводит к большим потерям времени на операции шлифования валика [35].

Еще одним перспективным способом с точки зрения снижения себестоимости сварочных работ и повышения производительности является контактная стыковая сварка труб (КСО), которая существенно повышает производительность работ. Однако недостатком указанной технологии является нестандартная разделка кромок. Для решения этого вопроса возможна гибридная технология комбинирования спосо-

бов контактной сварки и сварки порошковой проволокой (ДСПП). При КСО трудно получить высокую ударную вязкость соединения на образцах с острым надрезом (Шарпи). Для получения требуемых показателей ударной вязкости на сварных соединениях КСО труб рекомендуется выполнять дополнительную технологическую операцию – локальную термообработку сварного стыка.

Сварка трением с перемешиванием (FSW) находится в стадии исследования и внедрения в традиционные технологии сварки трубопроводов. Стальные пластины трубопровода X80 были сварены трением с перемешиванием (FSW) в условиях охлаждения воздухом, водой, жидким  $\text{CO}_2$  плюс водой и жидким  $\text{CO}_2$ , что позволило получить бездефектные сварные швы [26]. Были изучены микроструктурная эволюция и механические свойства этих соединений FSW. Показано, что ударная вязкость металла в ЗТВ на 20–60 % выше по сравнению с традиционными методами сварки [26].

### Особенности сварки

Сварной шов формируется при кристаллизации расплава сварочной ванны, содержащего как основной, так и присадочный (при его введении) материал. Сварочные термические циклы вызывают значительные изменения механических свойств основного материала. Общеизвестно, что металлы сварных швов стали отличаются от большинства исходных сталей тем, что они имеют быстро охлаждающуюся литую структуру и большое количество оксидных включений. Эти характеристики вызывают высокий уровень сегрегации и постоянное изменение режима затвердевания даже в одной и той же столбчатой области [11–16], что делает понимание микроструктуры и механических свойств сложной задачей.

### Влияние скорости охлаждения на сварку труб

Чем больше скорость охлаждения, тем выше механическая прочность. Скорость охлаждения зависит от нескольких факторов, таких как физические свойства материала, предварительный нагрев, межпроходная температура,

толщина трубы, энергия сварки и геометрия соединения [1, 24].

Предварительный нагрев используется для уменьшения скорости охлаждения. Температуру предварительного нагрева можно определить на основе расчета углеродного эквивалента. На рис. 6 показан график зависимости температуры предварительного нагрева от углеродного эквивалента для сталей API 5L X100.

При сварке стали API 5L X80 используемые значения предварительного нагрева составляют от 100 до 150 °С. Автор [24] рассматривает риск растрескивания как функцию температуры предварительного нагрева и углеродного эквивалента при использовании электродов с целлюлозным покрытием.

В трубах с более толстыми стенками отдача тепла остальному основному металлу выше, что увеличивает скорость охлаждения. Поэтому чем больше толщина трубы, тем выше скорость охлаждения и, следовательно, закалка, получаемая в ЗТВ. Трубы с более толстыми стенками также подвергаются большему сжатию во время сварки, что приводит к более высоким остаточным напряжениям [24].

Диаметр трубы тоже влияет на свариваемость, поскольку трубы большого диаметра имеют тенденцию увеличивать время между проходами. Это способствует более быстрому

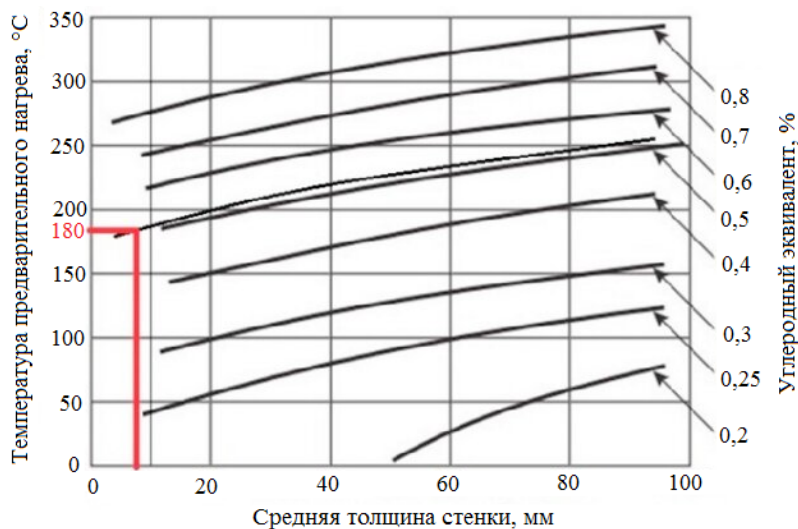


Рис. 6. Зависимости температуры предварительного нагрева от углеродного эквивалента для сталей и толщины металла Сефериана [24]

Fig. 6. The dependences of the preheating temperature on the carbon equivalent for steels and Seferian metal thickness [24]

охлаждению сварного шва, что может привести к образованию трещин [1].

Влияние структурных параметров на микро-механизм разрушения металла сварного соединения из традиционных низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей было предметом значительных работ [11–23]. Показано, что разрушение металла участка шва ЗТВ сварного соединения сталей этого класса соответствует двум механизмам: хрупкому транскристаллитному и вязкому.

В работах [36, 37] исследовано влияние параметров структуры бейнита на микромеханизм разрушения при сварке низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных сталей (категории прочности K65 и K70). Показано, что происходит формирование преимущественно бейнитной структуры, отличной от морфологии традиционных трубных сталей (бейнитная структура с зернистой микроструктурой, т. е. глобулярный бейнитный феррит (ГБФ), а также реечный бейнитный феррит (ЛБФ), состоящий из тонких длинных реек, объединенных в крупные пакеты относительно равноосной формы).

В работе [38] исследованы микроструктурные механизмы снижения значений ударной вязкости крупнозернистой околошовной зоны двух низколегированных сталей марки K60. Показано, что наибольшее влияние на ударную вязкость околошовной зоны оказывают включения нитрида титана, скалывание которых в пределах крупных бейнитных пакетов может привести к макроразрушению образцов.

При оценке влияния сварки на изменения свойств трубной стали необходимо понимать, что прочность и предел текучести на растяжение труб имеет широкий диапазон. Например, на рис. 7 представлен пример допустимых диапазонов изменения предела текучести и прочности на растяжение труб серии X по API 5L.

Верхний предел прочности на растяжение марок X80 и выше увеличивается с маркой трубы. Даже для одного и того же класса допустимый диапазон прочности находится в большом интервале варьирования. Тем не менее исследования показали, что критический коэффициент согласования прочности, удовлетворяющий требованиям деформации, не зависит от прочности трубы [39–50]. Таким образом, требования к прочности на растяжение металла сварного

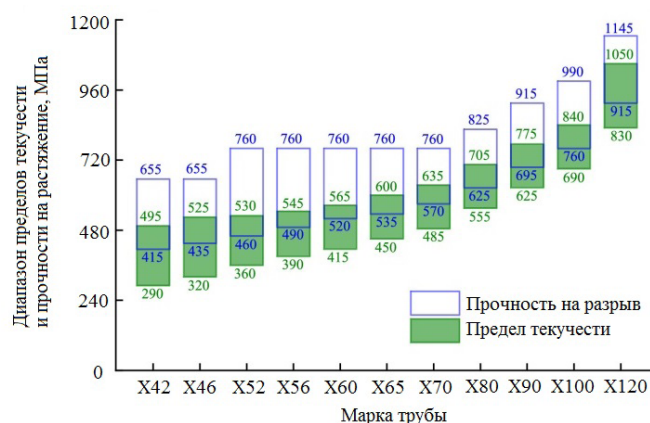


Рис. 7. Допустимый разброс прочности труб по API 5L [39]

Fig. 7. Permissible variation of pipe strength according to API 5L [39]

шва должны быть очень высокими, если верхний предел прочности трубы используется для установления требований прочности к металлу сварного шва, особенно если несоосность труб от высокой до низкой и кажущаяся вязкость разрушения установлены консервативно [39, 40, 45–50].

Требование к прочности по-прежнему трудно выполнить в практической плоскости при проектировании трубопроводов с учетом имеющихся в настоящее время методов сварки и других ограничений [39–50].

Поскольку большинство параметров, влияющих на деформационную способность, являются неопределенными, требования к прочности на растяжение, полученные детерминированными методами проектирования, могут быть недостаточно реалистичными. Следовательно, при рассмотрении вероятностного распределения параметров следует применять подход, основанный на надежности. Кроме того, надлежащие требования к коэффициенту согласования прочности металлов кольцевых сварных швов могут быть научно определены путем принятия теории структурной надежности [38, 39].

Современные требования к прочности и другим механическим свойствам кольцевых сварных соединений труб в основном отражены в квалификационных требованиях к сварщикам. Аномалии в виде перекосов стыков труб и трубопровода в целом, а также микротрещин неизбежны для трубопроводов большого диаметра из высокопрочной стали [40]. В последние десятилетия проведено множество исследований кольцевых швов наземных и морских трубопроводов

с трещинами под эксплуатационной нагрузкой [38–41].

В табл. 6 представлены обобщенные требования нормативных документов, принятых в разных странах, к прочности на растяжение кольцевых сварных соединений. Почти во всех стандартах указано, что разрушенные образцы в месте сварки могут быть приняты, если предел прочности на растяжение сварного шва выше

установленного минимального предела прочности на растяжение  $\sigma_b$  основной трубы.

Однако в результате анализа видно, что действующие стандартные требования к прочности сварного шва на растяжение обычно основаны на нижнем пределе прочности трубы на растяжение. Следует обратить внимание на то, что это требование направлено на достижение высокой прочности стыкового кольцевого шва трубопро-

Таблица 6

Table 6

**Требования к прочности на растяжение металла сварного шва в различных нормах и стандартах**  
**Tensile strength requirements for weld metal in various specifications and standards**

Документы	Требование к прочности на растяжение
ISO 13847; API 1104; AS/NZS 2885.2:2020; DEP 31.40.20.37-GEN	Если образец разрушается в зоне сварки или сплавления, то наблюдаемая прочность должна быть больше или равна $\sigma_b$ материала трубы, а также удовлетворять требованиям прочности. Если образец разрушается за пределами как сварного шва, так и зоны термического влияния (ЗТВ), то прочность должна быть не менее 95 % прочности $\sigma_b$ материала трубы
CSA Z662	Прочность на растяжение испытательных образцов должна быть равна или превышать $\sigma_b$ основного металла или 95 % $\sigma_b$ основного металла, если разрушение происходит за пределами сварного шва и ЗТВ
GB/T 31032	Если образец разрушается в зоне сварки или сплавления, то наблюдаемая прочность должна быть больше или равна $\sigma_b$ материала трубы и соответствовать требованиям прочности. При разрушении образца вне шва и ЗТВ прочность должна быть не менее $\sigma_b$ материала трубы
РД 26-11-08-86 «Соединения сварные. Механические испытания»	Общий результат испытаний считается неудовлетворительным, если хотя бы один из образцов показал результат, отличающийся от установленных норм (в сторону снижения): по временному сопротивлению разрыву – более чем на 10 %; по ударной вязкости – более чем на 0,5 кгс · м/см <sup>2</sup> (0,05 МДж/м <sup>2</sup> ). Указанные положения сохраняют силу и в том случае, когда среднее арифметическое результатов испытаний соответствует нормативным показателям
ГОСТ 31447–2012 «Трубы стальные сварные для магистральных газопроводов, нефтепроводов и нефтепродуктопроводов. Технические условия»	Временное сопротивление сварного соединения труб всех типов при испытании плоского образца со снятыми усилениями швов или грата должно быть не менее значения $\sigma_b$ для основного металла. Максимальные фактические значения временного сопротивления $\sigma_b$ не должны превышать установленные нормы более чем на 108 МПа для классов прочности до K55 и более чем на 98 МПа для классов прочности K55 и более
СНиП III-42-80 «Сборка, сварка и контроль качества сварных соединений трубопроводов»	Временное сопротивление разрыву сварного соединения, определенное на разрывных образцах со снятым усилением, должно быть не меньше нормативного значения временного сопротивления разрыву металла труб
ГОСТ 32569–2013 «Трубопроводы технологические стальные. Требования к устройству и эксплуатации на взрывопожароопасных и химически опасных производствах»	Минимальные нормы механических свойств сварных соединений должны быть не ниже нижнего значения временного сопротивления разрыву основного металла по стандарту или ТУ для данной марки стали



вода. В таком случае разрушение испытательных образцов в месте сварки приведет к сварке кольцевых сварных швов в условиях недостаточной прочности. При таких обстоятельствах нижний предел прочности на растяжение основного материала будет необоснованно использоваться в качестве требования для оценки прочности на растяжение кольцевого сварного шва [40], подтверждая, что действующие требования к прочности на растяжение кольцевых сварных швов не могут в полной мере обеспечить необходимую безопасность трубопроводных систем. Кроме того, требования к прочности на растяжение сварного шва, существующие в действующих нормах и стандартах, не предлагаются для удовлетворения определенных требований к деформации кольцевых сварных швов. Требования к деформации трубопроводов, пересекающих различные ландшафты и геологические опасности, могут быть совершенно разными. Следовательно, требования к прочности на растяжение кольцевых сварных швов должны быть разработаны и определены в соответствии с различными ситуациями требований к деформации [42–50].

Действующий принцип соответствия прочности и ударной вязкости сварных соединений за счет повышения прочности и широкого диапазона фактической прочности основного металла стальной трубы не совсем корректен, так как снижает безопасность эксплуатации трубопровода [40, 41].

Из-за особенностей сварочного процесса уравновесить прочность и ударную вязкость в металле сварного шва сложнее, чем в трубной стали, прошедшей термомеханическую контролируемую прокатку (ТМКП), поскольку металл

представляет собой литейную структуру, формирующуюся в процессе нагрева, плавления и затвердевания. Чем выше класс прочности трубной стали, тем сложнее достичь равновесия в металле шва. С другой стороны, широкий диапазон фактической прочности стальной трубы затрудняет реализацию стандартного соответствия более высокой или равной прочности (рис. 8) [41].

## Выводы

В ходе проведенного анализа литературных источников, связанных с технологиями производства труб и последующей сварки, выявлено два пути повышения напряженности линейной трубы. Один из них заключается в тщательном проектировании металлургического химического состава и точном контроле состава сплава при плавке. Другой заключается в точном контроле скорости охлаждения при прокатке. Они превосходно защищают сталь трубопровода высокой прочности от холодных трещин и хрупкости ЗТВ. Однако при сварке появляются новые технические трудности.

С принятием метода термомеханической прокатки листа для труб отечественная сталь требует дифференцированной системы легирующих элементов и лучшего контроля параметров прокатки листового проката. Отечественная сталь типа X80 требует большей осторожности при сварке, особенно при сборке трубопроводов в полевых условиях. Независимо от класса классификации API сварка является основным процессом изготовления и сборки трубопроводов. Сварочные процессы требуют много времени

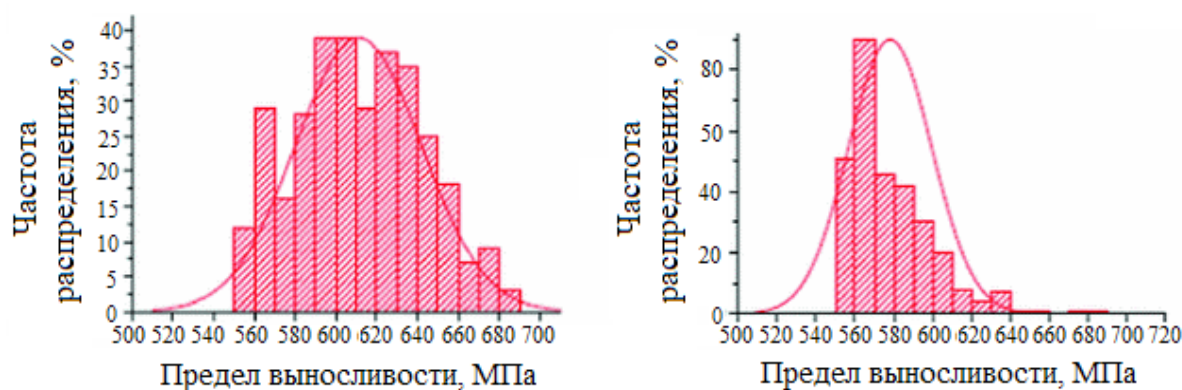


Рис. 8. Распределение прочности труб из разных источников в проекте трубопровода X80 [41]

Fig. 8. Distribution of pipes strength from different sources in the X80 pipeline project [41]



при изготовлении и сборке указанных конструкций. Этот факт необходимо учитывать в подходе к изучению вопросов повышения эффективности используемых сварочных процессов или внедрения новых процессов с целью улучшения соотношения затрат и выгод при реализации этих конструкций.

Даже по сравнению с высокопроизводительными процессами сварки, такими как гибридный лазер и электронно-лучевая сварка, наиболее часто используемым процессом при производстве труб по-прежнему остается дуга под флюсом, применяемая с помощью тандемной техники. В сварочных процессах, использующихся при сборке трубопроводов в полевых условиях, продолжает широко применяться покрытый электрод. Однако процессы MAG с контролируемым переносом в сочетании с процессом с порошковой проволокой представляют собой прекрасную альтернативу замене обычного покрытого электрода.

Хотя предел прочности на растяжение кольцевых сварных соединений не ниже минимального заданного предела прочности трубы на растяжение, кольцевому сварному соединению соответствует прочность, равная или меньшая по сравнению с фактической прочностью стальной трубы, что требует тщательного отбора сварочных материалов и процесса.

### Список литературы

1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
2. Матросов Ю.И., Литвиненко С.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
3. API Spec 5CT. Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия. – 9-е изд. – Американский нефтяной институт, 2011. – 287 с.
4. DSTU ISO 11960:2020. Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells. – Geneva, Switzerland: IOS, 2020.
5. СТО Газпром 2-4.1-228–2008. Технические требования к насосно-компрессорным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ОАО «Газпром», 2008. – 32 с.
6. Oil and gas wells and their integrity: Implications for shale and unconventional resource exploitation / R.J. Davies, S. Almond, R.S. Ward, R.B. Jackson, C. Adams, F. Worrall, L.G. Herringshaw, J.G. Gluyas, M.A. Whitehead // Marine and Petroleum Geology. – 2014. – Vol. 56. – P. 239–254. – DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2014.03.001.
7. Study of failure frequency and failure cases in oil & gas pipeline / J.H. Luo, F.P. Yang, K. Wang, L. Zhang, X.W. Zhao, C.Y. Huo // Heat Treatment of Metals. – 2015. – Vol. 40, S1. – P. 470–474.
8. Numerical simulation method for strain capacity of girth welding joint on X80 pipeline with 1 422 mm diameter / H. Zhang, K. Wu, X. Liu, Y. Yang, Y. Sui, Z. Zhang // Oil & Gas Storage and Transportation. – 2020. – Vol. 39 (2). – P. 162–168.
9. A strain-based fracture assessment for offshore clad pipes with ultra undermatched V groove weld joints and circumferential surface cracks under large-scale plastic strain / X. Zhao, L. Xu, H. Jing, Y.D. Han, L. Zhao // European Journal of Mechanics – A/Solids. – 2019. – Vol. 74. – P. 403–416. – DOI: 10.1016/j.euro-mechsol.2018.12.002.
10. 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.
11. 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.
12. 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.
13. 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/cisirs.2021.02.12.
14. 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.
15. 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/cisirs.2022.02.10.



16. 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.
17. 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.
18. 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.
19. 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.
20. 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.
21. Смирнов М., Пышминцев И., Борякова А. Классификация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // *Металлург*. – 2010. – № 7. – С. 45–51.
22. 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.
23. Baker T.N. Microalloyed steels // *Ironmaking & Steelmaking*. – 2016. – Vol. 43 (4). – P. 264–307. – DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
24. Procedures, considerations for welding X80 line pipe established / H.G. Hillenbrand, G. Niederhoff Hauck, E. Perteneder, G. Wellnitz // *Oil & Gas Journal*. – 1997. – Vol. 37. – P. 47–56.
25. Morrison W.B. Microalloy steels—the beginning // *Materials Science and Technology*. – 2009. – Vol. 25 (9). – P. 1066–1073. – DOI: 10.1179/174328409X453299.
26. Microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel joints by friction stir welding under various cooling conditions / G.M. Xie, R.H. Duan, P. Xue, Z.Y. Ma, H.L. Liu, Z.A. Luo // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. – 2020. – Vol. 33. – P. 88–102. – DOI: 10.1007/s40195-019-00940-0.
27. Current challenges and opportunities in microstructure-related properties of advanced high-strength steels / D. Raabe, B. Sun, A. Kwiatkowski Da Silva, B. Gault, H.-W. Yen, K. Sedighiani, P.T. Sukumar, I.R. Souza Filho, S. Katnagallu, E. Jägle, P. Kürnstener, N. Kusampudi, L. Stephenson, M. Herbig, C.H. Liebscher, H. Springer, S. Zaefferer, V. Shah, S.-L. Wong, C. Baron, M. Diehl, F. Roters, D. Ponge // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2020. – Vol. 51. – P. 5517–5586. – DOI: 10.1007/s11661-020-05947-2.
28. New development of high grade X80 to X120 pipeline steels / J.Y. Yoo, S.S. Ahn, D.H. Seo, W.H. Song, K.B. Kang // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2011. – Vol. 26 (1). – P. 154–160. – DOI: 10.1080/10426910903202534.
29. Moore P.L., Howse D.S., Wallach E.R. Development of Nd: YAG laser and laser/MAG hybrid welding for land pipeline applications // *Welding and Cutting*. – 2004. – Vol. 56 (3). – P. 186–191.
30. Gook S., Gumenyuk A., Rethmeier M. Hybrid laser arc welding of X80 and X120 steel grade // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2014. – Vol. 19 (1). – P. 15–24. – DOI: 10.1179/1362171813Y.0000000154.
31. Influence of heat input and preheating on the cooling rate, microstructure and mechanical properties at the hybrid laser-arc welding of API 5L X80 steel / G. Turichin, M. Kuznetsov, A. Pozdnyakov, S. Gook, A. Gumenyuk, M. Rethmeier // *Procedia CIRP*. – 2018. – Vol. 74. – P. 748–751. – DOI: 10.1016/j.procir.2018.08.018.
32. Laser hybrid butt welding of large thickness naval steel / C. Churiaque, M. Chludzinski, M. Porrua-Lara, A. Dominguez-Abecia, F. Abad-Fraga, J.M. Sánchez-Amaya // *Metals*. – 2019. – Vol. 9. – P. 100. – DOI: 10.3390/met9010100.
33. Keitel S., Jasnau U., Neubert J. Applications of fiber laser based deep penetration welding in shipbuilding, rail car industries and pipe welding // *4th International Symposium on High-Power Laser and their Applications*, June 24–26, 2008. – St. Petersburg, Russia, 2008.
34. Kah P. Overview of the exploration status of laser-arc hybrid welding processes // *Reviews on Advanced Materials Science*. – 2012. – Vol. 30. – P. 112–132.
35. Waveform Control Technology®: Surface Tension Transfer®. – Cleveland: The Lincoln Electric Company, 2006. – 4 p. – (Relatório Técnico, NX-2.20 – Nov/06).
36. Ефименко Л.А., Рамусь А.А. Влияние морфологии структуры на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений высокопрочных трубных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – № 9 (723). – С. 41–45.

37. Взаимосвязь структуры с фактографическими характеристиками микромеханизма разрушения металла сварных соединений из высокопрочных трубных сталей / Л.А. Ефименко, А.А. Рамусь, Д.В. Пономаренко, Р.О. Рамусь // *Металлург.* – 2018. – № 7. – С. 69–74.
38. Микроструктурные особенности низколегированных трубных сталей, определяющие ударную вязкость околосварной зоны сварных соединений / В.В. Судьин, П.П. Степанов, В.А. Боженков, М.М. Кантор, Л.Э. Эфрон, С.В. Жарков, А.В. Частухин, Д.А. Рингинен // *Металлург.* – 2021. – № 5. – С. 24–35. – DOI: 10.52351/00260827\_2021\_05\_24.
39. Tensile strain limits of girth welds with surface-breaking defects. Part II. Experimental correlation and validation / Y.Y. Wang, D. Horsley, W. Cheng, A. Glover, M. McLamb, J. Zhou, R. Denys // *Proceedings of the 4th International Conference on Pipeline Technology, American Society of Mechanical Engineers, Calgary, Alberta, Canada.* – ASME, 2004. – P. 9–13.
40. Effects of geometry, temperature, and test procedure on reported failure strains from simulated wide plate tests / Y.Y. Wang, M. Liu, Y. Chen, D. Horsley // *International Pipeline Conference.* – 2006. – Vol. 3. – P. 593–601.
41. *Sui Y.* Girth welding on oil and gas pipeline projects in China // *Advances in Materials Processing: Proceedings of Chinese Materials Conference 2017.* – Springer, 2018. – P. 1143–1154. – DOI: 10.1007/978-981-13-0107-0\_109.
42. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill / R.R. Adigamov, K.A. Baraboshkin, P.A. Mishnev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review.* – 2022. – Vol. 24. – P. 60–66. – DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.
43. *Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Yusupov V.S.* Study of the phase transition kinetics in the experimental melting of rolled coils of K55 grade strength steel for pipes manufacturing // *Steel in Translation.* – 2022. – Vol. 52 (11). – P. 1098–1105.
44. 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. Skeebea, A.I. Karlina // *Metallurgist.* – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1255–1264. – DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.
45. 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.
46. 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.Yu. Skeebea, A.V. Lyosin, A.I. Karlina // *Metals.* – 2022. – Vol. 12. – P. 2135. – DOI: 10.3390/met12122135.
47. Morphological features of polycrystalline  $CdS_{1-x}Se_x$  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.
48. 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.
49. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere / N.N. Malushin, R.A. Gizatuln, N.V. Martyushev, D.V. Valuev, A.I. Karlina, A.P. Kovalev // *Metallurgist.* – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1468–1475.
50. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebea, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // *Metals.* – 2023. – Vol. 13 (6). – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)







### Review of modern requirements for welding of pipe high-strength low-alloy steels

Yulia Karlina<sup>1, a, \*</sup>, Roman Kononenko<sup>2, b</sup>, Vladimir Ivancivsky<sup>3, c</sup>, Maksim Popov<sup>2, d</sup>,  
 Fedor Deriugin<sup>2, e</sup>, Vladislav Byankin<sup>2, f</sup>





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

<sup>2</sup> Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

<sup>3</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>,  [istu\\_politeh@mail.ru](mailto:istu_politeh@mail.ru);

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

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0009-0004-4677-3970>,  [deryugin040301@yandex.ru](mailto:deryugin040301@yandex.ru); <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0009-0007-0488-2724>,  [borck3420@gmail.com](mailto:borck3420@gmail.com)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 13 September 2023

Revised: 21 September 2023

Accepted: 27 September 2023

Available online: 15 December 2023

##### 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

For many years, proven arc welding processes have been used to weld large pipes of oil and gas pipelines, the scope of which extends from manual arc welding with stick electrodes to the use of metal orbital welding machines. **Introduction** reflects that the creation of new steel compositions for oil and gas pipelines is an urgent task to ensure its high reliability. **Research Methods.** Low-carbon steels with ferrite-perlite structure are usually used in pipe production, but these steels are unable to meet the increased market demands. New grades of steel with bainitic structure are appearing. **Results.** The failure of welded joints of pipelines made of high-quality steel is becoming a serious problem for the pipeline industry. **Discussion.** This paper analyzes the characteristics of weld microstructure and its relationship with impact toughness. The prediction of impact toughness based on the microstructural characteristics of weld-seam metals is complicated due to a large number of parameters involved. The common practice linking this property to the microstructure of the last roll of a multi-pass weld turned out to be unsatisfactory because the amount of needle ferrite, the most desirable component, may not always be the main factor affecting the impact toughness. The present review reports on the most representative study regarding the microstructural factor in the welded seam of pipe steels. It includes a summary of the most important process variables, material properties, normative rule, as well as microstructure characteristics and mechanical properties of the joints. **Conclusion.** It is intended that this review will help readers with different backgrounds, from non-specialist welders or material scientists to specialists in various industrial applications and researchers.

**For citation:** Karlina Yu.I., Kononenko R.V., Ivancivsky V.V., Popov M.A., Derjugin F.F., Byankin V.E. 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. (In Russian).

#### References

1. Efron L.I. *Metallovedenie v «bol'shoi» metallurgii. Trubnye stali* [Metallurgy in "big" metallurgy. Pipe steels]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2012. 696 p.
2. Matrosov Yu.I., Litvinenko S.A., Golovanenko S.A. *Stal' dlya magistral'nykh truboprovodov* [Steel for main pipelines]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 288 p.
3. 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.

##### \* 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](mailto:jul.karlina@gmail.com)



4. DSTU ISO 11960:2020. *Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells*. Geneva, Switzerland, IOS, 2020.
5. STO Gazprom 2-4.1-228–2008. *Tekhnicheskie trebovaniya k nasosno-kompressorным 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.
6. Davies R.J., Almond S., Ward R.S., Jackson R.B., Adams C., Worrall F., Herringshaw L.G., Gluyas J.G., Whitehead M.A. Oil and gas wells and their integrity: Implications for shale and unconventional resource exploitation. *Marine and Petroleum Geology*, 2014, vol. 56, pp. 239–254. DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2014.03.001.
7. Luo J.H., Yang F.P., Wang K., Zhang L., Zhao X.W., Huo C.Y. Study of failure frequency and failure cases in oil & gas pipeline. *Heat Treatment of Metals*, 2015, vol. 40, S1, pp. 470–474.
8. Zhang H., Wu K., Liu X., Yang Y., Sui Y., Zhang Z. Numerical simulation method for strain capacity of girth welding joint on X80 pipeline with 1 422 mm diameter. *Oil & Gas Storage and Transportation*, 2020, vol. 39 (2), pp. 162–168.
9. Zhao X., Xu L., Jing H., Han Y.D., Zhao L. A strain-based fracture assessment for offshore clad pipes with ultra undermatched V groove weld joints and circumferential surface cracks under large-scale plastic strain. *European Journal of Mechanics – A/Solids*, 2019, vol. 74, pp. 403–416. DOI: 10.1016/j.euromechsol.2018.12.002.
10. 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.
11. 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.
12. 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.
13. 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.
14. Shtayger M.G., Balanovskiy A.E., Kargapol'tsev 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.
15. 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.
16. Balanovsky 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.
17. 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.
18. 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.
19. Kolosov A.D., Gozbenko V.E., Shtayger M.G., Kargapol'tsev 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.
20. 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.
21. 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.





22. 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.
23. Baker T.N. Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 2016, vol. 43 (4), pp. 264–307. DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
24. Hillenbrand H.G., Niederhoff Hauck G., Perteneder E., Wellnitz G. Procedures, considerations for welding X80 line pipe established. *Oil & Gas Journal*, 1997, vol. 37, pp. 47–56.
25. Morrison W.B. Microalloy steels – the beginning. *Materials Science and Technology*, 2009, vol. 25 (9), pp. 1066–1073. DOI: 10.1179/174328409X453299.
26. Xie G.M., Duan R.H., Xue P., Ma Z.Y., Liu H.L., Luo Z.A. Microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel joints by friction stir welding under various cooling conditions. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2020, vol. 33, pp. 88–102. DOI: 10.1007/s40195-019-00940-0.
27. Raabe D., Sun B., Kwiatkowski Da Silva A., Gault B., Yen H.-W., Sedighiani K., Sukumar P.T., Souza Filho I.R., Katnagallu S., Jäggle E., Kürsteiner P., Kusampudi N., Stephenson L., Herbig M., Liebscher C.H., Springer H., Zaefferer S., Shah V., Wong S.-L., Baron C., Diehl M., Roters F., Ponge D. Current challenges and opportunities in microstructure-related properties of advanced high-strength steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, vol. 51, pp. 5517–5586. DOI: 10.1007/s11661-020-05947-2.
28. Yoo J.Y., Ahn S.S., Seo D.H., Song W.H., Kang K.B. New development of high grade X80 to X120 pipeline steels. *Materials and Manufacturing Processes*, 2011, vol. 26 (1), pp. 154–160. DOI: 10.1080/10426910903202534.
29. Moore P.L., Howse D.S., Wallach E.R. Development of Nd: YAG laser and laser/MAG hybrid welding for land pipeline applications. *Welding and Cutting*, 2004, vol. 56 (3), pp. 186–191.
30. Gook S., Gumenyuk A., Rethmeier M. Hybrid laser arc welding of X80 and X120 steel grade. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2014, vol. 19 (1), pp. 15–24. DOI: 10.1179/1362171813Y.0000000154.
31. Turichin G., Kuznetsov M., Pozdnyakov A., Gook S., Gumenyuk A., Rethmeier M. Influence of heat input and preheating on the cooling rate, microstructure and mechanical properties at the hybrid laser-arc welding of API 5L X80 steel. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 74, pp. 748–751. DOI: 10.1016/j.procir.2018.08.018.
32. Churiaque C., Chludzinski M., Porrua-Lara M., Dominguez-Abecia A., Abad-Fraga F., Sánchez-Amaya J.M. Laser hybrid butt welding of large thickness naval steel. *Metals*, 2019, vol. 9, p. 100. DOI: 10.3390/met9010100.
33. Keitel S., Jasna U., Neubert J. Applications of fiber laser based deep penetration welding in shipbuilding, rail car industries and pipe welding. *4th International Symposium on High-Power Laser and their Applications*, June 24–26, 2008, St. Petersburg, Russia.
34. Kah P. Overview of the exploration status of laser-arc hybrid welding processes. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2012, vol. 30, pp. 112–132.
35. Waveform Control Technology®: Surface Tension Transfer®. Relatório Técnico, NX2.20 – Nov/06. Cleveland, The Lincoln Electric Company, 2006. 4 p.
36. Efimenko L.A., Ramus' A.A. Vliyanie morfologii struktury na soprotivlenie khrupkomu razrusheniyu svarnykh soedinenii vysokoprochnykh trubnykh staley [Effect of the morphology of structure on the resistance of welded joints of high-strength pipe steels to brittle fracture]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2015, no. 9 (723), pp. 41–45.
37. Efimenko L.A., Ramus' A.A., Ponomarenko D.V., Ramus' R.O. Relationship between structure and fractographic characteristics of micro mechanisms of welded joints fracture from high strength pipe steels. *Metallurgist*, 2018, vol. 62 (7), pp. 694–700. DOI: 10.1007/s11015-018-0710-2. Translated from *Metallurg*, 2018, no. 7, pp. 69–74.
38. Sudin V.V., Stepanov P.P., Bozhenov V.A., Kantor M.M., Efron L.E., Zharkov S.V., Chastukhin A.V. Ring-inen D.A. Microstructural features of low-alloy pipeline steels that determine impact strength of welded joint heat-affected zone. *Metallurgist*, 2021, vol. 65 (5–6), pp. 500–516. DOI: 10.1007/s11015-021-01184-z. Translated from *Metallurg*, 2021, no. 5, pp. 24–35.
39. Wang Y.Y., Horsley D., Cheng W., Glover A., McLamb M., Zhou J., Denys R. Tensile strain limits of girth welds with surface-breaking defects. Part II. Experimental correlation and validation. *Proceedings of the 4th international conference on pipeline technology*, American Society of Mechanical Engineers, Calgary, Alberta, Canada, 2004, pp. 9–13.
40. Wang Y.Y., Liu M., Chen Y., Horsley D. Effects of geometry, temperature, and test procedure on reported failure strains from simulated wide plate tests. *International Pipeline Conference*, 2006, vol. 3, pp. 593–601.
41. Sui Y. Girth welding on oil and gas pipeline projects in China. *Advances in Materials Processing. Proceedings of Chinese Materials Conference 2017*. Springer, 2018, pp. 1143–1154. DOI: 10.1007/978-981-13-0107-0\_109.

42. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Mishnev P.A., Karlina A.I. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 24, pp. 60–66. DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.
43. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Yusupov V.S. Study of the phase transition kinetics in the experimental melting of rolled coils of K55 grade strength steel for pipes manufacturing. *Steel in Translation*, 2022, vol. 52 (11), pp. 1098–1105.
44. 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 (11–12), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.
45. 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.
46. Rezanov V.A., Martyushev N.V., Kukartsev V.V., Tynchenko V.S., Kukartsev V.A., Grinek A.V., Skeebe V.Yu., Lyosin A.V., Karlina A.I. Study of melting methods by electric resistance welding of rails. *Metals*, 2022, vol. 12, p. 2135. DOI: 10.3390/met1212135.
47. 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.
48. 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.
49. 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 (11–12), pp. 1468–1475.
50. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13 (6), p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 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>).