

Шалимов М.П., Березовский А.В., Смоленцев А.С. Разработка технологии и порошковой проволоки для дуговой сварки высокопрочных легированных сталей // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 1. – С. 49–54. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.1.07

Shalimov M.P., Berezovsky A.V., Smolentsev A.S. Development of technology and flux-cored wire for arc welding of high-strength alloy steels. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 1, pp. 49–54. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.1.07

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 21, № 1, 2019**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2019.1.07  
УДК 621.793

**М.П. Шалимов, А.В. Березовский, А.С. Смоленцев**

Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ),  
Екатеринбург, Россия

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ И ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ  
ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

Существенной проблемой при производстве корпусных конструкций специальной техники является сварка высокопрочных и особо высокопрочных сталей с пределом прочности свыше 800 МПа. Высокопрочные легированные стали в сравнении с обычными низкоуглеродистыми и низколегированными требуют специфического подхода к изготовлению сварных конструкций. Основной сложностью при сварке (наплавке) данных сталей является высокая склонность металла шва и зоны термического влияния к появлению холодных и горячих (кристаллизационных) трещин, а также образование структурных фаз, которые снижают сопротивляемость сварных соединений хрупкому разрушению. Другой существенной проблемой при сварке данных сталей является получение механических характеристик сварных швов, сопоставимых с уровнем основного металла без применения термической обработки сварных конструкций. На сегодняшний день сварку высокопрочных легированных сталей в корпусном производстве осуществляют с использованием ферритно-перлитного или аустенитного электродного металла. Общими недостатками используемых на данный момент технологий сварки корпусов спецтехники являются невысокие механические характеристики сварных швов. Решение проблемы свариваемости высокопрочных легированных сталей и повышения механических свойств МШ и околошовной зоны должно основываться на подборе оптимальных термических циклов сварки и правильном выборе сварочных материалов. Проанализированы основные пути решения проблемы свариваемости высокопрочных сталей, указано направление разработки порошковой проволоки с целью повышения механических свойств МШ, а также предложена собственная технология сварки, учитывающая особенности серийного производства и позволяющая исключить необходимость выполнения такой дорогостоящей технологической операции, как термическая обработка.

Установлено, что дефектов в виде трещин на линии сплавления и в ЗТВ при металлографическом исследовании микрошлифов не было обнаружено. Разработанная порошковая проволока с системой легирования Fe–Cr–Mn–Mo–N, содержащая до 0,3 мас. % азота, позволяет получить аустенитную структуру в МШ с повышенными механическими свойствами.

**Ключевые слова:** дуговая сварка, структура, холодные трещины, зона термического влияния, горячие трещины, среднелегированные стали, высокопрочные стали, корпусные конструкции, специальная техника, мартенсит, порошковая проволока, аустенит.

**M.P. Shalimov, A.V. Berezovsky, A.S. Smolentsev**

Ural Federal University named after first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg, Russian Federation

**DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY AND FLUX-CORED WIRE  
FOR ARC WELDING OF HIGH-STRENGTH ALLOY STEELS**

The significant problem in production of special hull structures is welding of high-strength and ultra-strength steels by a tensile strength of 800 MPa and more. High-strength alloy steels require a specific approach to the manufacture of welded structures in comparison with conventional low-carbon and low-alloy. The fundamental difficulty in this steel's type welding is the tendency to appearance of as cold and hot (crystallization) cracks, in addition to the formation of structural phases reducing the resistance to brittle fracture of weld-metal and HAZ metal. Another significant problem in high-strength steels welding is to obtain mechanical properties of welded joints comparable to the level of the base metal in the absence of welded structures heat treatment. Recently in body structures welding of high-strength steels is carried out using ferrite-perlite or austenitic types electrode metal. The general disadvantages of currently used special equipment welding technologies are the low mechanical characteristics of weld joints. The high-strength steel's weldability problem decision as well as the weld metal and HAZ metal mechanical properties improvement may be achieved by the optimal welding thermal cycles and the faithful determination of welding electrode materials. The present paper describes the main ways of high-strength steel weldability problem resolving, provided by the development of flux-cored wire. Moreover, article indicates the ways to improving the mechanical properties of the weld metal and HAZ. It was offered welding technology, taking into account the above peculiarities of plant's production. Listed measures allow cancel costly heat treatment process and obtain a defect free weld joints.

It was established that defects in the form of cracks on the fusion line and in the HAZ during the metallographic examination of microsections were not detected. Developed cored wire with Fe–Cr–Mn–Mo–N doping system, containing up to 0.3 wt. % nitrogen, allows to obtain an austenitic structure in the weld metal with improved mechanical properties.

**Keywords:** arc welding, structure, cold cracks, head affected zone, hot cracks, alloy steels, strength steel, hull structures, special equipment, martensite, flux-cored wire, austenite.

К корпусным конструкциям специальной техники предъявляют высокие требования по эксплуатационным характеристикам, поэтому для их изготовления в серийном производстве используют высокопрочные и ультравысокопрочные легированные стали мартенситного и мартенситно-бейнитного класса с временным сопротивлением разрыву  $\sigma_b = 1500 \dots 2350$  МПа.

Высокие прочностные и пластические свойства легированных сталей сочетаются с высокой стойкостью против перехода в хрупкое состояние, что и определяет их использование для конструкций, работающих в тяжелых условиях, например при ударных и знакопеременных нагрузках, низких или высоких значениях температуры и давления, в агрессивных средах и пр. [1, 2].

Стали этой группы, как правило, подвергаются улучшению (закалке с последующим высоким отпускком) или закалке и низкому отпуску [3]. Такая термическая обработка позволяет повысить механические свойства среднелегированных сталей, в частности получить высокие прочностные и пластические свойства сталей в сочетании с высокой стойкостью против перехода в хрупкое состояние.

Основными сложностями при сварке изделий из данных сталей являются: высокая склонность металла шва (МШ) и зоны термического влияния (ЗТВ) к холодным трещинам (ХТ), повышенная склонность к кристаллизационным горячим трещинам (ГТ) из-за многокомпонентного легирования МШ. Сохраняется опасность образования «подваликовых» ГТ при многослойной сварке аустенитным электродным металлом и трещин в виде «отколов» в околошовной зоне (ОШЗ), а также получения механических свойств сварных швов и ЗТВ ниже уровня основного металла (ОМ).

Для конструкционных средне- и высокоуглеродистых легированных сталей характерной особенностью является образование закалочных структур в шве и ЗТВ, создающих опасность хрупкого разрушения [1] из-за снижения пластичности и вязкости металла ОШЗ, а также образования в ней ХТ [4–7]. Отколы являются наиболее общим и частым дефектом сварных соединений. Отрывы встречаются, как правило, в сварных соединениях из закаливающихся сталей, в которых МШ имеет аустенитную структуру [8]. В целом, качество сварных соединений в значительной мере зависит от структуры и свойств ОШЗ. Свойства последней определяются исходным составом стали и термическим циклом сварки.

Скорость охлаждения существенно влияет на структуру и свойства не только МШ, но и ОШЗ.

При высоких скоростях охлаждения, приводящих к образованию мартенситных и мартенситно-бейнитных структур, возрастает вероятность появления ХТ в околошовной зоне сварных соединений. Причина их заключается в следующем: образующийся мартенсит обладает низкой вязкостью, что и может приводить к хрупкому разрушению. Низкой вязкостью обладают и участки крупнозернистого перлита и верхнего бейнита, образующиеся при малых скоростях охлаждения. Наилучшим сочетанием свойств при отсутствии склонности к трещинам обладают структуры нижнего бейнита. Показано, что оптимальные скорости охлаждения лежат в интервале значений, приводящих к получению структуры этого типа [9].

Таким образом, при сварке высокопрочных среднелегированных сталей существует несколько подходов к выбору сварочных материалов и разработке технологии их сварки.

Первый подход реализуется путем послесварочной термообработки сварной конструкции, а сварка осуществляется с предварительным и (или) сопутствующим подогревом. Сварочные материалы при этом должны обеспечить состав металла шва, близкий к основному металлу. После термообработки сварное соединение становится практически равноценным основному металлу по всему комплексу физико-химических и механических свойств. Отмечается, что прочностные показатели шва остаются несколько ниже, чем у основного металла [10, 11].

В ходе производства изделия при сварке крупногабаритных деталей возникают определенные трудности. Сложная конструктивная форма таких изделий, использование листового проката, штампованных, листовых заготовок и литейных деталей, а также большие габариты и значительная масса производимых металлоконструкций ограничивают использование предварительного и сопутствующего подогрева. По этим же причинам невозможно выполнить их полную термообработку после сварки (закалку с отпуском). Детали на сборку и сварку поступают, как правило, в термупрочненном состоянии.

Чаще всего сварку высокопрочных среднелегированных сталей осуществляют с использованием ферритно-перлитного или аустенитного электродного металла. В этом случае конструкция после сварки не подвергается полной термообработке.

При сварке ферритно-перлитной проволокой для снижения вероятности образования закалочных структур в МШ необходимо ограничивать содержание углерода и других легирующих элементов в сварном шве. Наибольшее распространение

получила сварочная проволока Св-10ГСМТ (ГОСТ 2246–70).

Более перспективным направлением является сварка высокопрочных сталей электродным материалом, дающим шов с аустенитной структурой. Данная технология позволяет исключить образование ХТ в МШ по причине отсутствия полиморфного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения переохлажденного аустенита в феррит, в связи с повышенной деформационной способностью аустенитного металла и возможным понижением уровня напряжений в ЗТВ вследствие локализации деформации в шве, а сварной шов при этом обладает хорошей пластичностью и вязкостью [12, 13].

Другим существенным преимуществом аустенитного электродного металла является снижение на 50–100 °С максимальной температуры сварочного цикла, чем при использовании ферритно-перлитных электродных материалов, и времени пребывания металла при высоких значениях температуры, что уменьшает перегрев ОШЗ. Известно [14], что наиболее интенсивный рост зерна аустенита в околошовной зоне происходит в период нагрева при значениях температуры, близких к  $T_{\max}$  сварочного цикла. Таким образом, использование аустенитного электродного металла позволяет существенно снизить скорость роста в ОШЗ переохлажденного аустенитного зерна при нагреве и охлаждении, что благоприятно влияет на структуру и свойства сварных соединений.

Ряд ответственных конструкций из термически упрочненных среднеуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей сваривают проволокой Св-08Х20Н9Г7Т как в автоматическом, так и в полуавтоматическом режиме [15].

К недостаткам сварки высокопрочных сталей аустенитным электродным материалом относится образование в зоне сплавления микроструктурной неоднородности, что связано с диффузией атомов углерода из основного металла в металл шва. В результате в зоне сплавления со стороны МШ образуются диффузионные карбидные прослойки, а со стороны ОШЗ присутствуют обезуглероженные прослойки. Такая структурная неоднородность негативно влияет на стойкость против хрупкого разрушения [2, 4, 16].

Другим существенным недостатком сварки аустенитным электродным металлом является образование в ЗТВ ХТ (по типу отрывов) и подваликовых ГТ (при выполнении многопроходных швов). Механические свойства МШ и ЗТВ при сварке ферритно-перлитным или аустенитным электродным металлом находятся на уровне 0,5–0,6 прочности основного металла [13].

Таким образом, используемые в настоящее время технологии сварки высокопрочных среднелегированных сталей не в полной мере удовлетворяют возросшим требованиям к эксплуатационным характеристикам сварных конструкций.

Целью данной работы было создание электродного материала и технологии сварки высокопрочных среднелегированных сталей, применение которых позволит исключить отмеченные недостатки. Необходимо получить в металле шва аустенитную структуру, обеспечив при этом механические свойства сварного соединения, сопоставимые с уровнем основного металла без применения термической обработки сварных конструкций.

Анализ имеющихся литературных данных позволил установить систему легирования порошковой проволоки, которая будет соответствовать сформулированным выше требованиям [16, 17]. В качестве основных легирующих элементов были выбраны углерод, хром, марганец, азот и молибден.

Данная система легирования при сварке высокопрочных среднелегированных сталей способствует получению в МШ аустенитной структуры с повышенными механическими свойствами.

Хром является основным компонентом, который обеспечивает коррозионную стойкость стали. При введении  $Cr \geq 13\%$  у стали резко увеличивается коррозионная стойкость и она становится жаростойкой (окалиностойкой). Введение в состав порошковой проволоки хрома в количестве 18–19% существенно упрочняет твердый раствор, при этом обеспечивая хорошую жаростойкость наплавленного металла за счет образования тугоплавкой оксидной пленки  $Cr_2O_3$ . Дальнейшее увеличение содержания  $Cr \geq 23\%$  резко снижает прочностные характеристики металла шва.

При увеличении содержания хрома от 17 до 23% повышается прочность стали и несколько снижается пластичность, растет сопротивляемость питтинговой коррозии. Резкое изменение механических свойств (снижение пластичности и ударной вязкости) и некоторое снижение стойкости к питтингообразованию наблюдается при увеличении содержания хрома более 23% [18].

Введение  $Mo \leq 0,4 \dots 0,6 \text{ мас. } \%$  иногда полностью подавляет склонность стали к обратимой отпускной хрупкости. Кроме того, молибден, повышая устойчивость аустенита, улучшает прокаливаемость стали [9].

Сталь с марганцем и азотом вместо никеля обладает как высокой прочностью, так и пластичностью, а полная замена углерода азотом приводит к увеличению всех характеристик механических свойств, включая относительное сужение [17]. До-

бавление марганца к аустенитным нержавеющим сталям увеличивает растворимость азота [19]. При этом влияние азота проявляется значительно сильнее, чем углерода [20].

Присутствие азота в стали в качестве легирующего элемента в количестве, превышающем равновесное (сверхравновесное), приводит к образованию пересыщенного твердого раствора внедрения, что, в свою очередь, обеспечивает упрочнение материала по аналогии с пересыщенным твердым раствором углерода в железе. Однако в отличие от такого раствора азот создает меньшие напряжения второго рода, так как атомы азота имеют меньший размер ( $R$  атома углерода = 0,077 нм;  $R$  атома азота = 0,062 нм) [21].

Влияние азота в хромистых сталях состоит также в извлечении хрома из основной массы вследствие образования нитридов хрома. Это снижает количество хрома, сужающего  $\gamma$ -область, и приводит к уменьшению содержания феррита в стали. В связи с этим затрудняется образование  $\sigma$ -фазы. Азот расширяет  $\gamma$ -область и уменьшает критическую скорость охлаждения [22].

Определение химического состава наплавленного металла осуществляли в соответствии с ГОСТ 7122–81. Для этого производили пятислойную наплавку (высота наплавки не менее 12 мм) на пластину из термоупрочненной стали 45 толщиной 18 мм.

Оценку стойкости наплавленного металла к трещинообразованию и определение ударной вязкости, твердости, микротвердости, микроструктуры осуществляли методом валиковой пробы согласно ГОСТ 13585–68.

По результатам экспериментов разработана порошковая проволока типа ПП-10X18Г8АМ. Химический состав наплавленного металла, мас. %: С = 0,082; Si = 0,26; Mn = 7,8; Cr = 18,69; Mo = 0,47; N (расчет) = 0,275; S = 0,013; P = 0,012.

Для получения сварных соединений из высокопрочной среднелегированной стали толщиной до 20 мм предложено использовать следующую технологию.

Корневой шов следует выполнять аустенитной проволокой Св-09X16H25M6АФ или Св-10X16H25АМ6 по ГОСТ 2246–70 диаметром 2,0 мм, а заполняющие швы – новой порошковой проволокой ПП-10X18Г8АМ диаметром 2,5 мм.

Род тока при сварке – постоянный, полярность – обратная.

В ходе проведения работы были установлены режимы сварки с использованием аустенитной цельнотянутой и порошковой проволоки. Рекомендуемые режимы сварки представлены в таблице.

Конструктивные элементы сварного соединения и подготовленных кромок под сварку представлены на рис. 1.

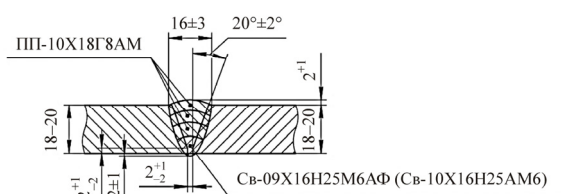


Рис. 1. Схема выполнения сварного шва

На рис. 2 представлен участок зоны сплавления металла шва и основного металла. Трещины и другие дефекты на микрошлифах сварных соединений не выявлены.

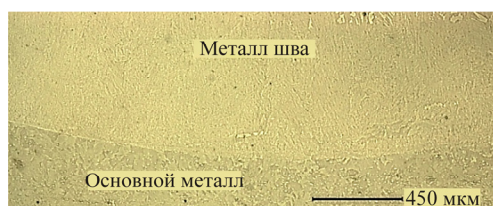


Рис. 2. Участок зоны сплавления металла шва и основного металла

Определение структурно-фазового состава металла шва, наплавленного разработанной проволокой, выполнено с применением усовершенствованного метода расчета структуры и фазового состава в зависимости от влияния легирующих элементов на процесс структурообразования [23]. Указанный состав порошковой проволоки типа ПП-10X18Г8АМ позволяет получить в структуре наплавленного металла хромомарганцевый аустенит в количестве до 95 об. %.

### Выводы

1. Проанализированы основные пути решения проблемы свариваемости высокопрочных сталей, используемые в настоящее время в серийном кор-

### Параметры режима сварки

Марка проволоки	$d_s$ , мм	Режим сварки					
		Шов	$I_{св}$ , А	$U_d$ , В	Вылет, мм	$V_{св}$ , м/ч	Расход газа, л/мин
Св-09X16H25M6АФ	2,0	Корень	190–200	24–26	24	26	18–20
ПП-10X18Г8АМ	2,5	Заполнение	220–240	28–30	30	26	20–22

пусном производстве спецтехники, выяснены преимущества и недостатки используемых технологий сварки.

2. Разработана порошковая проволока, позволяющая получить Fe–Cr–Mn–Mo–N металл шва с содержанием аустенита в структуре до 95 об. %.

3. Предложена технология сварки высокопрочных сталей без предварительного и сопутствующего подогрева и последующей термообработки с использованием порошковой проволоки разработанного состава.

#### Список литературы

1. Сварка в машиностроении: справ.: в 4 т. / под ред. А.И. Акулова. – М.: Машиностроение, 1978. – Т. 2. – 462 с.
2. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. акад. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
3. Виноградов В.С. Оборудование и технология дуговой автоматической и механизированной сварки. – М.: Высшая школа: Академия, 1997. – 319 с.
4. Гончаров С.Н., Шалимов М.П. Холодные трещины при сварке высокопрочных среднелегированных сталей / УрФУ. – Екатеринбург, 2012. – 96 с.
5. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. – Киев: Наукова думка, 1978. – 276 с.
6. Макаров Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1974. – 248 с.
7. Структура и вязкость зоны термического влияния сварных соединений высокопрочной стали / Т.И. Табатчинова, А.Д. Носов, С.Н. Гончаров, Н.З. Гуднев, С.Ю. Дельгадо Рейна, И.Л. Яковлева // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115, № 12. – С. 1309–1317.
8. Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металлов с газами / И.К. Походня, И.Р. Явдошин, А.П. Пальцевич, В.И. Швачко, А. Котельчук. – Киев: Наукова думка, 1994. – 444 с.
9. Земзин В.А., Шрон Р.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. – Л.: Машиностроение, 1978. – 367 с.
10. Куликов В.П. Технология сварки плавлением и термической резки. – М.: ИНФРА-М, 2016. – 463 с.
11. Фролов В.А., Петренко В.Р., Пешков А.В. Технология сварки плавлением и термической резки металлов. – М.: ИНФРА-М, 2016. – 448 с.
12. Кирьян В.И., Миходуй Л.И. Проблемы использования новых сталей повышенной и высокой прочности в сварных конструкциях // Автоматическая сварка. – 2002. – № 3. – С. 10–17.
13. Прогнозирование свойств металла шва повышенной прочности / Д.Л. Олсон, Э. Метцбауэр, С. Лиу, И.Д. Парк // Автоматическая сварка. – 2003. – № 10. – С. 32–39.
14. Сварка в машиностроении: справ.: в 4 т. / под ред. Н.А. Ольшанского. – М.: Машиностроение, 1978. – Т. 1. – 504 с.
15. Сварка и свариваемые материалы: справ.: в 3 т. Т. 1. Свариваемость материалов / под ред. Э.Л. Макарова. – М.: Металлургия, 1991. – 528 с.

16. Березовский А.В. Материалы современных сварных металлоконструкций // Сварка и диагностика: сб. докл. науч.-техн. конф. в рамках 11-й междунар. специализированной выставки «Сварка. Контроль и диагностика» (Екатеринбург, 29 ноября 2011 г.) / ЗАО «Уральские выставки». – Екатеринбург, 2011. – С. 24–29.

17. Березовская В.В. Система легирования высокоазотистых аустенитных сталей, структура, механические и коррозионные свойства // Инновации в материаловедении и металлургии: материалы I междунар. интерактив. науч.-практ. конф. (Екатеринбург, 13–19 декабря 2011 г.). – Екатеринбург, 2012. – Ч. 1. – С. 257–266.

18. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали / И.В. Горьнин, В.А. Малышевский, Г.Ю. Калинин, С.Ю. Мушников, О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Состина // Вопросы материаловедения. – 2009. – № 3(59) – С. 7–16.

19. Липпольд Д., Котеки Д. Металлургия сварки и свариваемость нержавеющей сталей: пер. с англ. / под ред. Н.А. Соснина, А.М. Левченко; Политехн. ун-т. – СПб., 2011. – 467 с.

20. Экономно-легированная никелем азотсодержащая коррозионно-стойкая аустенитная сталь / Ю.С. Венец, Г.Н. Трегубенко, М.И. Тарасьев, А.В. Рабинович // Вопросы атомной науки и техники. – 2000. – № 4. – С. 149–152.

21. Исследование новой высокопрочной экономно-легированной азотсодержащей стали повышенной надежности / О.А. Тоньшева, Н.М. Вознесенская, Э.А. Елисеев, А.Б. Шалькевич // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Машиностроение. – 2011. – № S2. – С. 131–136.

22. Гудремон Э. Специальные стали: в 2 т. – М.: Металлургия, 1966. – Т. 2. – 531 с.

23. Фивейский А.М. Исследование и разработка наплавочных сплавов, стойких в условиях абразивного воздействия, на основе структурно-энергетического подхода: автореф. дис. ... канд. тех. наук / УрФУ. – Екатеринбург, 2004. – 24 с.

#### References

1. Svarka v mashinostroenii: spravochnik [Welding in mechanical engineering]. Ed. A.I. Akulova. Moscow: Mashinostroenie, 1978, vol. 2, 462 p.
2. Tekhnologiia elektricheskoi svarki metallov i splovov pavlaniem [Electric welding of metals and alloys by melting]. Ed. akademika B.E. Patona. Moscow: Mashinostroenie, 1974, 768 p.
3. Vinogradov V.S. Oborudovanie i tekhnologiia dugovoi avtomaticheskoi i mekhanizirovannoi svarki [Equipment and technology for automatic and mechanized arc welding]. Moscow: Vysshiaia shkola: Akademiia, 1997, 319 p.
4. Goncharov S.N., Shalimov M.P. Kholodnye treshchiny pri svarke vysokoprochnykh srednelegirovannykh staley [Cold cracks in welding high-strength medium-duty steels]. Ural'skii Federal'nyi Universitet. Ekaterinburg, 2012, 96 p.
5. Grabin V.F., Denisenko A.V. Metallovedenie svarki nizko- i srednelegirovannykh staley [Welding of low and medium alloy steels]. Kiev: Naukova dumka, 1978, 276 p.

6. Makarov E.L. Kholodnye treshchiny pri svarke legirovannykh staley [Cold Cracks in Welding Alloy Steels]. Moscow: Mashinostroenie, 1974, 248 p.

7. Tabatchikova T.I., Nosov A.D., Goncharov S.N., Gudnev N.Z., Del'gado S.Iu. Reina, I.L. Iakovleva Struktura i вязkost' zony termicheskogo vliianiia svarykh soedinenii vysokoprochnoi stali [Structure and viscosity of the heat-affected zone of welded joints of high-strength steel]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2014, vol. 115, no. 12, pp. 1309–1317.

8. Pokhodnia I.K., Iavdoshchin I.R., Pal'tsevich A.P., Shvachko V.I., Kotel'chuk A. Metallurgii dugovoi svarki. Vzaimodeistvie metallov s gazami [Arc welding metallurgy. Interaction of metals with gases]. Kiev: Naukova dumka, 1994, 444 p.

9. Zemzin V.A., Shron R.Z. Termicheskaja obrabotka i svoistva svarykh soedinenii [Heat treatment and properties of welded joints]. Leningrad: Mashinostroenie, 1978, 367 p.

10. Kulikov V.P. Tekhnologija svarki plavleniem i termicheskoi rezki [Fusion and thermal cutting welding technology]. Moscow: INFRA-M, 2016, 463 p.

11. Frolov V.A., Petrenko V.R., Peshkov A.V. Tekhnologija svarki plavleniem i termicheskoi rezki metallov [Melt welding and thermal metal cutting technology]. Moscow: INFRA-M, 2016, 448 p.

12. Kir'ian V.I., Mikhodui L.I. Problemy ispol'zovaniia novykh staley povyshennoi i vysokoi prochnosti v svarykh konstruktivnykh [Problems of using new steels of increased and high strength in welded structures]. *Avtomaticheskaja svarka*, 2002, no. 3, pp. 10–17.

13. Olson D.L., Mettsbauer E., Liu S., Park I.D. Prognozirovanie svoistv metalla shva povyshennoi prochnosti [Prediction of weld metal properties of increased strength]. *Avtomaticheskaja svarka*, 2003, no. 10, pp. 32–39.

14. Svarka v mashinostroenii [Welding in mechanical engineering]. Ed. N.A. Ol'shanskogo. Moscow: Mashinostroenie, 1978, vol. 1, 504 p.

15. Svarka i svarivaemye materialy: sprav.: v 3 t. T. 1. Svarivaemost' materialov [Welding and materials to be welded: vol. 1. Weldability of materials]. Ed. E.L. Makarova, Moscow: Metallurgii, 1991, 528 p.

16. Berezovskii A.V. Materialy sovremennykh svarykh metallokonstruktivnykh [Materials of modern welded steel structures]. *Svarka i diagnostika: sbornik dokladov nauchno-tekhnicheskoi konferentsii v ramkakh 11-i mezhdunarodnoi spetsializirovannoi vystavki «Svarka. Kontrol' i diagnostika»*. Ekaterinburg, 2011, pp. 24–29.

17. Berezovskaja V.V. Sistema legirovaniia vysokoazotistykh austenitnykh staley, struktura, mekhanicheskie i korrozionnye svoistva [Alloy system for high-nitrogen austenitic steels, structure, mechanical and corrosion properties]. *Innovatsii v materialovedenii i metallurgii: materialy I mezhdunarodnaia interaktivnaia nauchno-prakticheskaja konferentsiia*. Ekaterinburg, 2012, pp. 257–266.

18. Gorynin I.V., Malyshevskii V.A., Kalinin G.Iu., Mushnikov S.Iu., Bannykh O.A., Blinov V.M., Kostina M.V. Korrozionno-stoikie vysokoprochnye azotistye stali [Corrosion-resistant high-strength nitrogen steels]. *Voprosy materialovedeniia*, 2009, no. 3(59), pp. 7–16.

19. Lippol'd D., Koteki D. Metallurgii svarki i svarivaemost' nerzhavieushchikh staley [Welding metallurgy

and weldability of stainless steels]. Ed. N.A. Sosnina, A.M. Levchenko; Politekhniceskii unstitut. Saint-Petersburg, 2011, 467 p.

20. Venets Iu.S., Tregubenko G.N., Taras'ev M.I., Rabinovich A.V. Ekonomno-legirovannaia nikelom azotsoderzhashchaia korrozionno-stoikaia austenitnaia stal' [Nickel-alloyed nitrogen-containing, corrosion-resistant austenitic steel]. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki*, 2000, no. 4, pp. 149–152.

21. Tonysheva O.A., Voznesenskaia N.M., Eliseev E.A., Shal'kevich A.B. Issledovanie novoi vysokoprochnoi ekonomno-legirovannoi azotsoderzhashchei stali povyshennoi nadezhnosti [Investigation of new high-strength economical alloyed nitrogen-containing steel with increased reliability]. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Mashinostroenie*, 2011, no. S2, pp. 131–136.

22. Gudremont E. Spetsial'nye stali [Special steels]. Moscow: Metallurgii, 1966, vol. 2, 531 p.

23. Fiveiskii A.M. Issledovanie i razrabotka naplavochnykh splavov, stoikikh v usloviiakh abrazivnogo vozdeistviia, na osnove strukturno-energeticheskogo podkhoda [Research and development of surfacing alloys resistant under abrasive conditions on the basis of structural-energy approach]. Ph. D. Thesis. Ekaterinburg, 2004, 24 p.

Получено 09.10.2018

Опубликовано 21.03.19

#### Сведения об авторах

**Шалимов Михаил Петрович** (Ekaterinburg, Россия) – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии сварочного производства Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: shalimovmp@gmail.com.

**Березовский Александр Владимирович** (Ekaterinburg, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры технологии сварочного производства Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: a.v.berezovskiy@gmail.com.

**Смоленцев Алексей Сергеевич** (Ekaterinburg, Россия) – аспирант кафедры технологии сварочного производства Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: A.S.Smolentsev@mail.ru.

#### About the authors

**Mikhail P. Shalimov** (Yekaterinburg, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Technology of Welding Production, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: shalimovmp@gmail.ru.

**Alexander V. Berezovsky** (Yekaterinburg, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Technology of Welding Production, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: a.v.berezovskiy@gmail.com.

**Alexey S. Smolentsev** (Yekaterinburg, Russian Federation) – Graduate Student, Department Technology of Welding Production, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: A.S.Smolentsev@mail.ru.