

## ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СОСУДОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

**В. М. КУЛИК**, канд. техн. наук, **М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук,  
**В. П. ЕЛАГИН**, **Э. Л. ДЕМЧЕНКО**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены технические возможности и целесообразность изготовления передвижных комбинированных сосудов высокого давления с небольшой удельной массой. При этом для заготовок обечаек могут использоваться низколегированные, с низким содержанием углерода стали повышенной, высокой прочности и трубы большого диаметра. Приемлемые по свойствам и циклической долговечности стыковые соединения получают многослойной сваркой под флюсом, улучшение их возможно дуговой обработкой с подплавлением. Сварной корпус подвергается отпуску без выполнения высокотемпературного упрочнения и усиливается по цилиндрической части композиционным материалом с высокой удельной прочностью.

*Ключевые слова:* дуговая сварка под флюсом, высокопрочные низколегированные стали, сосуды высокого давления, сварные соединения, аргонодуговая обработка, термический цикл, структура, механические свойства, циклическая долговечность, удельная масса

Как показывает мировой опыт, оперативное газоснабжение таких небольших предприятий, как фермерские хозяйства и других, целесообразно осуществлять с помощью передвижных сосудов высокого давления с небольшой удельной массой  $M/V$ , конструкции и технологии изготовления которых прорабатываются рядом фирм. Для морской поставки сжатого природного газа предлагается изготавливать баллоны-хранилища вместимостью  $V = 16 \text{ м}^3$  ( $M/V = 1,7 \text{ т/м}^3$  (кг/л)) и использовать их с небольшими частотой и количеством циклов нагружения.

Уменьшение удельной массы и повышение циклической долговечности сосудов высокого давления достигается усилением их материалами с высокой удельной прочностью [1, 2]. Ранее разработанный нами технологический процесс изготовления комбинированных сосудов (баллонов) диаметром 219...360 мм для использования природного газа в качестве автомобильного топлива включает сварку А-ТИГ+ТИГ (без скоса кромок) продольного и кольцевых швов обечайки и днищ, выполненных из листовой стали 30ХГСА толщиной 3,5...6,0 мм, высокие послесварочные отпуска, проковку продольного шва, закалку и отпуск сварного корпуса для обеспечения требуемого уровня прочности ( $\sigma_{\text{в}} = 950...1000 \text{ МПа}$ ) [3]. Автомобильные баллоны отличаются необходимой работоспособностью в условиях каждодневной заправки и использования энергоносителя и характеризуются небольшой удельной массой  $M/V =$

$= 0,65...0,75 \text{ кг/л}$ . Однако небольшая вместимость (30...60 л) обуславливает ограничение практической возможности газоснабжения такими баллонами. Для существенного повышения их вместимости необходимо увеличить диаметр до 600...1000 мм и толщину стенки (при использовании легированной стали) до 10...17 мм. При этом усложняется подготовка и сборка кромок под сварку, возникает необходимость подогрева, увеличивается в 3,5...25 раз продолжительность сварочного процесса ( $v_{\text{св}} = 3,0...4,5 \text{ м/ч}$ ), расход электроэнергии и аргона, а образование пригара на поверхности стального корпуса при закалке в масле затрудняет ее зачистку.

В данной работе рассмотрено повышение технологической эффективности изготовления комбинированных сосудов высокого давления с небольшой удельной массой для оперативного снабжения газом отдельных потребителей. Она может быть достигнута путем использования труб большого диаметра из низколегированных сталей повышенной прочности и применения более производительной сварки плавящимся электродом.

Оптимальное сочетание служебных и весовых характеристик комбинированных сварных автомобильных баллонов и сосудов высокого давления обеспечивается при запасе прочности сварного корпуса  $K = 1,60...1,65$ . Для изготовления сосудов давления применяют стали различного химического состава, структуры и механических свойств и трубы из них, в том числе сварные с соотношением  $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}}$  в пределах 0,48...0,87 [4]. Повышение  $\sigma_{\text{в}}$  стального корпуса от 500 до 1000 МПа позволяет снизить  $M/V$  комбинированного сосуда на рабочее давление до 19,6 МПа от 1,33 до 0,65 кг/л за счет увеличения соотношения

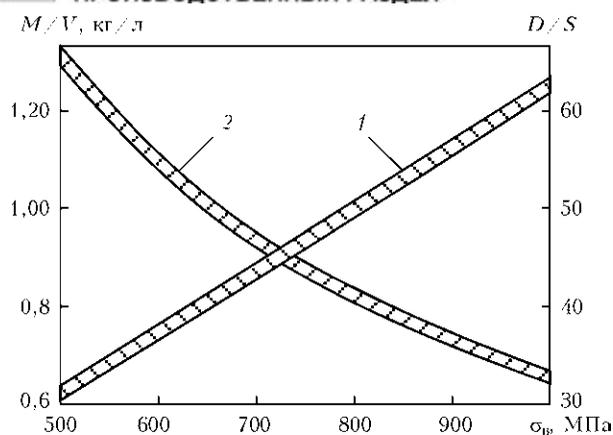


Рис. 1. Влияние прочности стали на размерный параметр  $D/S$  (1) и удельную массу  $M/V$  (2) комбинированного сосуда высокого давления

$D/S$  (диаметра к толщине стенки) от 31 до 63 (рис. 1). У комбинированных сосудов из сталей с  $\sigma_B \geq 550$  МПа  $M/V \leq 1,18...1,22$  кг/л, что ниже  $M/V = 1,25...2,0$  кг/л производимых стальных автомобильных баллонов. Соблюдение при этом соотношения  $D/S = 0,016...0,032 > 0,010$  обуславливает необходимость проведения термообработ-

ки сварного корпуса, а пропорциональное уменьшение  $D$  и  $S$  способствует упрощению и сокращению продолжительности выполнения сварочно-технологических работ.

Сварные швы должны иметь временное сопротивление разрыву при температуре 20 °С, соответствующее  $\sigma_B$  основного металла, и иметь  $KCU$  не ниже 50 и 30 Дж/см<sup>2</sup> соответственно для температуры 20 и ниже -20 °С, а сварные соединения низколегированных марганцовистых и кремнемарганцовистых сталей — выдерживать испытания при статическом изгибе на угол не менее 80° [4]. Долговечность сосудов  $N = 5500$  циклов можно считать достаточной для каждодневных заполнений и выпусков газа в течение 15 лет эксплуатации, как и у автомобильных баллонов.

Как известно, высокая прочность низколегированных сталей, в том числе трубных, обеспечивается повышением содержания марганца до 2 %, микролегированием ниобием, ванадием, титаном, хромом, медью, никелем, бором, переходом от горячей прокатки (нормализации) к кон-

Таблица 1. Расчетные характеристики сосудов высокого давления из сварных труб для магистральных трубопроводов

№ п/п	Класс прочности стали	$\sigma_B$ , МПа	Труба		Корпус	Сосуд
			$D$ , мм	$S$ , мм	$K$	$M/V$ , кг/л
1	X65	590	762	19,1	1,51	1,02
2		590	762	20,2	1,60	1,08
3		670	1220	18,9	1,06	0,63
4		590	914,4	25,0	1,65	1,11
5	X70	600	914,4	19,1	1,34	0,85
6		620	914,4	28,6	2,10	1,28
7		620	914,4	23,0	1,59	1,03
8*		620	914,4	24,0	1,66	1,07
9	X80	752	610	12,7	1,60	0,85
10		722	762	15,6	1,51	0,84
11		734	1016	17,5	1,29	0,70
12		750	1020	21,5	1,61	0,86
13		750	720	15,5	1,65	0,89
14		750	610	13,0	1,63	0,90
15	X100	801	1219	14,3	0,96	<0,60
16		838	1219	14,3	1,00	<0,60
17		816	914,4	13,2	1,20	0,65
18		858	914,4	13,2	1,26	0,65
19		858	914,4	17,0	1,63	0,80
20		890	914,4	15,0	1,49	0,72
21		890	914,4	16,5	1,64	0,77
22		890	1020	18,5	1,65	0,77
23		890	762	13,5	1,61	0,76
24		890	610	11,0	1,64	0,77

тролируемой прокатке, термомеханической и новым видам обработки. При этом снижением содержания углерода (от 0,2 до 0,03 %) и серы (от 0,035...0,040 до 0,010 %) и менее достигается существенное увеличение пластичности (деформируемости) и вязкости, улучшение их свариваемости по сравнению с углеродистой легированной сталью [5–7]. Тем самым создаются предпосылки для отката от выполнения подогрева и послесварочных отпусков, а также для применения сварки плавящимся электродом вместо аргонодуговой сварки неплавящимся электродом. В Украине и за рубежом трубы большого диаметра производятся с применением продольной сварки под флюсом низколегированных трубных сталей класса прочности X65, X70, X80 и X100 с  $\sigma_B \geq 550, 560, 620$  и  $760$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 450, 480, 550$  и  $690$  МПа,  $\delta \geq 18$  %. Магистральные газопроводы, свариваемые кольцевыми швами, эксплуатируются при изменяющихся давлении и температуре, в том числе в условиях Крайнего Севера. Очевидно, что сварные сосуды, изготавливаемые из перечисленных сталей и труб, приемлемы для эксплуатации и в менее экстремальных условиях.

Анализ данных табл. 1 свидетельствует о том, что запас прочности  $K$  сварного корпуса сосуда может изменяться в широких пределах от 0,96 до 2,10. При  $K = 1,60...1,65$  удельная масса комбинированных сосудов, изготавливаемых с применением труб из сталей класса прочности X65, X70, X80 и X100, может быть 1,08...1,11; 1,03...1,06; 0,85...0,89 и 0,76...0,77 кг/л. Перспективным является использование труб из стали класса X80, производство которых осваивается в Украине. Поэтому дальнейшие наши исследования были направлены на оценку возможности использования трубных заготовок из указанной стали применительно к изготовлению передвижных сосудов высокого давления.

В качестве объекта исследований выбраны стыковые соединения по ГОСТ 8713–79 и 14771–76 с многослойными швами из стали класса X80 толщиной 20 мм следующего химического состава (%): 0,094 C; 1,97 Mn; 0,362 Si; 0,03 Mo;

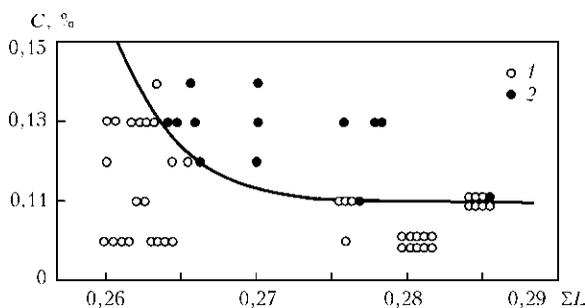


Рис. 2. Влияние углерода и легирующих элементов на образование холодных трещин в соединении высокопрочной стали, сваренной под флюсом [9]: 1 — нет трещин; 2 — есть трещины

0,02 Nb; 0,014 Ti; 0,02 P и 0,03 S, которая характеризуется следующими механическими свойствами:  $\sigma_B = 650$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 547$  МПа,  $\delta = 21,6$  %,  $KCV^{+20} = 327$  Дж/см<sup>2</sup> и  $KCV^{-40} = 245,5$  Дж/см<sup>2</sup>. Углеродный эквивалент  $C_{э\text{кв}} = 0,20...0,44 < 0,45$  %, рассчитанный по разным формулам, позволяет причислять ее к несклонным к образованию холодных трещин [8]. Она отвечает также такому сочетанию содержания углерода и параметра легирования

$$\Sigma L = (\text{Mn} + \text{Cr})/20 + \text{Si}/30 + (\text{Ni} + \text{Cu})/60 + \text{Mo}/15 + \text{V}/10 = 0,22 \%,$$

при котором в сварных соединениях высокопрочных сталей, сваренных под флюсом, холодные трещины отсутствуют (рис. 2) [9]. В связи с этим сварка таких соединений под флюсом осуществляется без предварительного подогрева, а при сварке в среде защитных газов он рекомендуется, и его температура зависит от углеродного эквивалента, толщины стали и температуры окружающего воздуха. Предотвращению трещинообразования способствует автоподогрев, замедленное охлаждение, термоциклирование при многопроходной сварке.

Автоматическая сварка указанных соединений осуществлялась под флюсом АН-47 проволоками Св-10Х2М и Св-08ХМ, а механизированная сварка в углекислом газе — проволокой Св-08Г2С. Часть сварных соединений подвергали аргонодуговой обработке с подплавлением посередине шва, в участках перехода от шва к основному металлу и печному отпуску при температуре 600 °С в течение 1 ч. Термические циклы сварки (рис. 3) и аргонодуговой обработки фиксировались с помощью термопары ВР-20/5, закрепленной с обратной стороны стыка, и потенциометра КСП-4. Сварные соединения исследовали металлографически, дюраметрически, испытывали на статический разрыв, статический изгиб на угол 90°, ударный изгиб образцов с круглым надрезом по шву, зоне сплавления и ЗТВ (на расстоянии 2 мм от шва), а также на усталость при растяжении с частотой 5 Гц до  $\sigma_{\text{max}} = 300...350$  МПа цикла с соблюдением соотношения  $\sigma_{\text{max}}/\sigma_B = 0,48...0,56$  (как при циклических испытаниях внутренним давлением комбинированных баллонов со сварным корпусом из стали 30ХГСА).

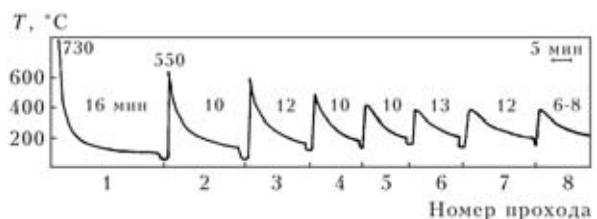


Рис. 3. Характерный термический цикл многослойной сварки под флюсом

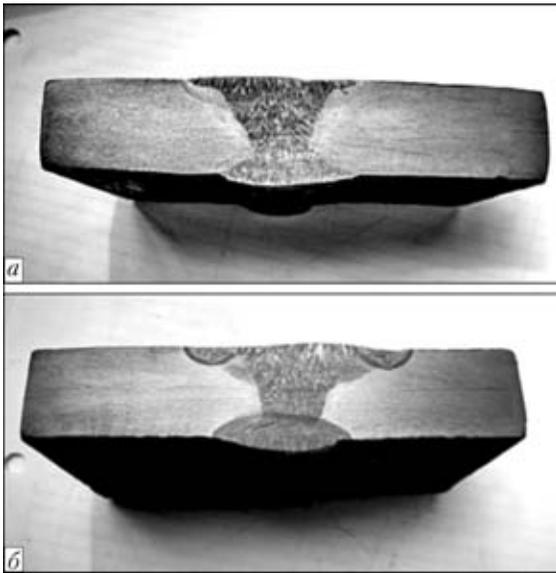


Рис. 4. Макроструктуры стыковых соединений, полученных сваркой под флюсом до (а) и после (б) аргонодуговой обработки

Как показал анализ термических циклов, при наплавке первых валиков шва соединений, выполненных как под флюсом, так и в углекислом газе на погонной энергии 21,6 и 9 кДж/см, их охлаждение происходит со скоростью  $w_{6/5} = 8...12$  и  $14...18$  °C/с, что соответствует рациональному интервалу  $w_{6/5} = 5...35$  °C/с при  $q/v_{св} = 9...35$  кДж/см [10]. При последующих проходах, которые осуществлялись после охлаждения сварных соединений до температур 90...180 и 80...120 °C (в течение 5...16 мин), корень шва нагревается до температур 680...350 и 540...290 °C. С возрастанием очередности и удаленности выполняемых валиков температура нагрева металла нижней части сварных соединений снижается и металл подвергается многократным кратковременным отпускам, что обуславливает отсутствие холодных трещин в сварных соединениях (рис. 4, а).

В процессе аргонодуговых обработок с  $v_{обр} = 7,5$  м/ч ( $q/v_{обр} = 12,5$  кДж/см) и  $v_{обр} = 4,8$  м/ч ( $q/v_{обр} = 19,5$  кДж/см) с подплавлением шириной 7...10 и 13...14 мм соответственно в местах перехода от шва к основному металлу, а также шириной 25...27 мм посередине шва устранялись подрезы, резкие переходы к основному металлу (рис. 5, б) и сглаживались межваликовые впадины. Сварное соединение прогревается по всей толщине. При этом металл верхней части соединения на глубине до 8...12 мм претерпевает фазовые и структурные превращения. В нижней части он подвергается кратковременному отпуску.

Как свидетельствуют результаты металлографических исследований, в металле ЗТВ соединений, выполненных сваркой под флюсом, формируется ферритно-бейнитная структура с включениями МАК-фазы (рис. 5). Его твердость постепенно снижается на расстоянии 0,1...0,3 мм до

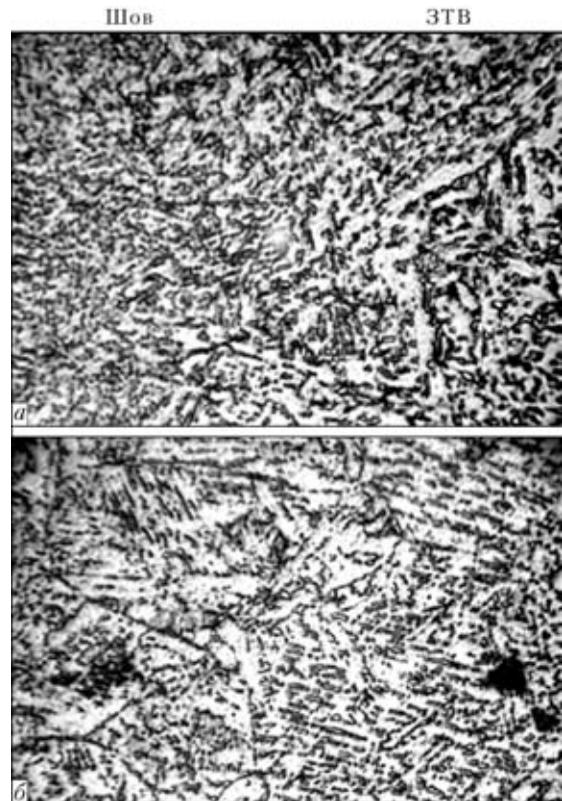


Рис. 5. Микроструктуры ( $\times 320$ ) металла зоны сплавления (а) и ЗТВ (б) стали класса X80, сваренной под флюсом

$HV0,2 = 193$  и на расстоянии 3 мм от шва до  $HV0,2 = 178$  относительно  $HV0,2 = 215$  основного металла (рис. 6, кривая 2). Меньшее разупрочнение металла ЗТВ (на расстоянии 0,1...0,3 мм от шва) до  $HV0,2 = 195$  и 2 мм от шва до  $HV0,2 = 192$  наблюдается после сварки в углекислом газе (рис. 6, кривая 1). После аргонодуговой обработки и печного отпуска характер распределения твердости по ширине ЗТВ не изменяется (рис. 6, кривые 3, 4), а ее значения снижаются. Зональные снижения твердости в металле ЗТВ, по нашему представлению, являются проявлением локализованного обезуглероживания металла в

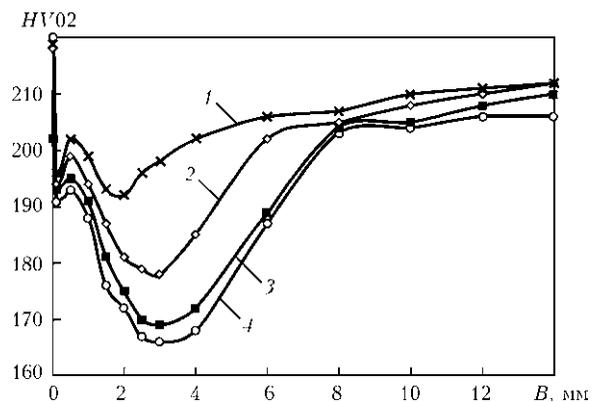


Рис. 6. Распределение твердости по ширине  $B$  металла ЗТВ на стали класса X80, сваренной под флюсом (2–4) и в углекислом газе (1) в состоянии после сварки (1, 2), аргонодуговой обработки (3) и высокого отпуска (4)

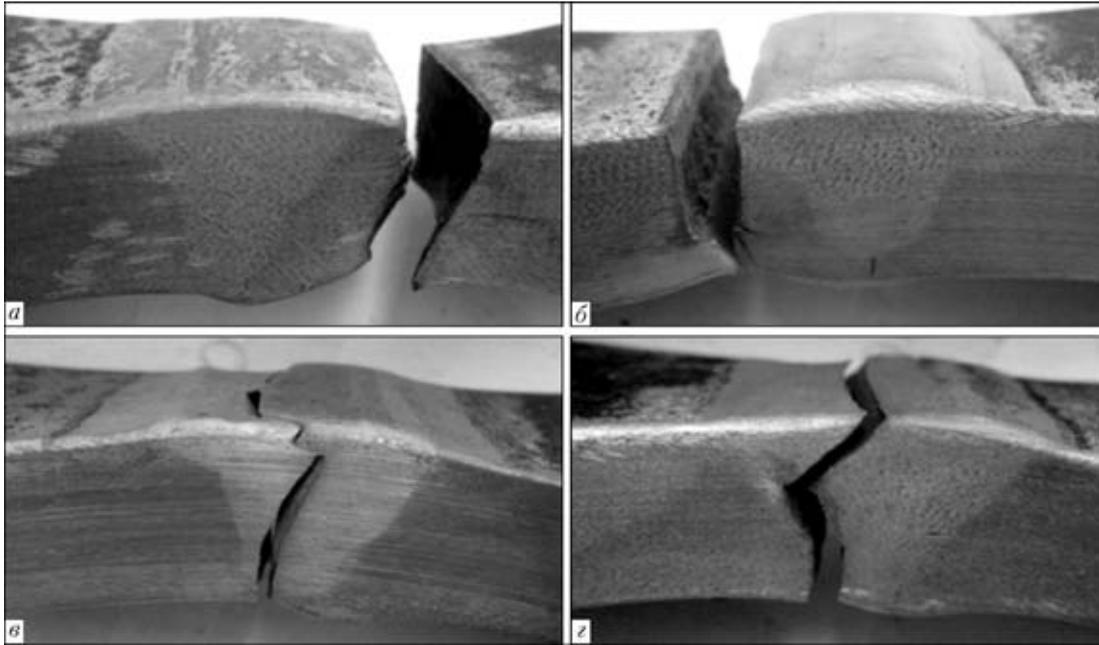


Рис. 7. Характер разрушения при испытании на усталость соединений стали класса X80, сваренной под флюсом, в состояниях после сварки (а), аргонодуговой обработки с подплавлением шва (б), мест перехода от шва к основному металлу (в) и высокого отпуска (д)

зоне сплавления и на участках, которые нагрелись при сварке до температур превращения.

После аргонодуговых обработок соединений с подплавлением шва типа 10X2М и перехода от него к основному металлу твердость этих участков повышается до  $HV0,2$  — (243...262; 230...245 и 145...163). Вблизи подплавлений шва она снижается до  $HV0,2$  — (225...237) и практически не изменяется с обратной стороны соединения. Печной отпуск вызывает снижение твердости до  $HV0,2$  — (233...247). Повышенная твердость хромомолибденового металла шва в разных состояниях свидетельствует о его большей прочности, чем основного металла.

Временное сопротивление сварных соединений, выполненных сваркой под флюсом, составляет 610 МПа. Их разрушение происходит за пределами шва. Угол загиба таких соединений не ниже  $90^\circ$ . Ударная вязкость металла ЗТВ составляет  $KCU^{+20} = 286$  Дж/см<sup>2</sup> и  $KCU^{-40} = 144$  Дж/см<sup>2</sup> после сварки под флюсом и  $KCU^{+20} = 321$  Дж/см<sup>2</sup> после сварки в углекислом газе. У металла швов типа 10X2М и 08ХМ, полученных сваркой под флюсом,  $KCU^{+20} = 86$  и 139 Дж/см<sup>2</sup> и  $KCU^{-40} = 38$  и 52 Дж/см<sup>2</sup> соответственно. После дуговых обработок и печного отпуска ударная вязкость этих участков изменяется незначительно ( $KCU^{+20} = 279...305$  Дж/см<sup>2</sup> металла ЗТВ и  $KCU^{+20} = 87...95$  Дж/см<sup>2</sup> шва типа 10X2М). Как видно, ударная вязкость сварных соединений стали класса X80, свариваемой под флюсом, превышает нормативные требования.

При испытании на усталость плоских образцов установлено, что разрушение сварного соединения (рис. 7) начинается с образования трещин в местах

концентрации напряжений, преимущественно переходов от шва к основному металлу с лицевой или обеих сторон, и развивается по шву, зоне сплавления или металлу ЗТВ. Если разрушение сварных соединений в состояниях после сварки и аргонодуговой обработки с подплавлением посередине шва начинается с лицевой стороны и их долговечность составляет 58100...86100 и 49300...104900 циклов нагружения, то после дуговых подплавлений мест перехода от шва к основному металлу (при этом увеличивается угол и радиус сопряжения между швом и основным металлом) разрушение инициируется на более поздней стадии с корневой части. Долговечность таких соединений повышается до 86300...106400 циклов (табл. 2). После выполнения высокого отпуска, повышающего равновесность структуры и снижающего уровень остаточных напряжений, она возрастает до 114100...312400 циклов. При со-

Таблица 2. Циклическая долговечность стыковых соединений стали класса прочности X80, полученных многослойной сваркой под флюсом проволокой Св-10X2М

Послесварочная обработка	$\sigma_{ц}$ , МПа	$N$ , циклы
Без обработки	300	58100
	350	86100
Дуговое подплавление шва	300	104900
	350	49300
Дуговые подплавления мест перехода	300	106400
	350	86300
Высокий отпуск	300	312400
	350	114100



четании двух последних технологических операций можно ожидать еще большего повышения циклической долговечности. Установленная циклическая долговечность при одноосном растяжении сварных соединений низколегированной стали в различных состояниях превышает долговечность гидравлически испытываемых комбинированных баллонов с термоупрочненным корпусом из легированной стали (15000...24000 циклов [3]) в 3,3...13 раз.

Проведенные исследования свидетельствуют, что передвижные сосуды высокого давления для оперативного снабжения сжатыми газами целесообразно изготавливать, используя производимые трубы большого диаметра в качестве заготовок обечаяк и листового проката для формирования днищ из низколегированных, с низким содержанием углерода, сталей повышенной прочности. Кольцевые швы обечаяк и днищ с толщиной стенки 13...24 мм целесообразно выполнять многослойной сваркой под флюсом встык без предварительного подогрева. Пропорциональное уменьшение толщины стенки и диаметра сосуда способствует упрощению и сокращению продолжительности выполнения сварочно-технологических работ. Для улучшения работоспособности стыковые соединения целесообразно подвергать дуговой обработке с подплавлением мест перехода от шва к основному металлу. Сварной корпус подлежит обязательному отпуску. Цилиндрическая часть его усиливается полимерным композиционным материалом с высокой удельной прочностью.

При этом из технологического процесса изготовления комбинированных сосудов исключается формирование и сварка обечаяки, проковка продольного шва, печные послесварочные отпуски и высокотемпературный нагрев с последующей закалкой.

1. Пат. 18874 Україна. Балон / Б. Є. Патон, М. М. Савицький, В. М. Кулик та ін. — Опубл. 25.12.1997, Бюл. № 6.
2. Пат. 61162 Україна. Балон тиску / Б. Є. Патон, М. М. Савицький, В. М. Кулик та ін. — Опубл. 17.11.2003, Бюл. № 11.
3. Облегченные сварные баллоны для автотранспорта / М. М. Савицкий, А. А. Савиченко, В. М. Кулик и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 1. — С. 52–53.
4. Правила будови та безпечної експлуатації посудин, що працюють під тиском. — К., 1998. — 373 с.
5. Низколегированные стали для магистральных газопроводов и их сопротивление разрушению / Ф. Б. Тухбатуллин, З. Т. Галиуллин, С. В. Карпов и др. // Обз. информ. Сер. Транспорт и надземное хранение газов. — М.: ИРЦ Газпром, 2001. — 54 с.
6. Микроструктура и характеристики трубных сталей после термомеханической обработки / Д. Бауер, П. Флюс, Е. Аморис и др. // Новости черн. металлургии за рубежом. — 2006. — № 4. — С. 65–76.
7. Набуки И., Шигери Е., Джос К. Трубы УОЕ с высокими характеристиками для магистральных трубопроводов // Там же. — С. 77–80.
8. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
9. Мальшевский В. А., Грищенко Л. В., Барышников А. П. Сварочные материалы и технологии сварки высокопрочных сталей // Вопр. материаловедения. — 1999. — 20, № 3. — С. 46–62.
10. Структура и свойства металла ЗТВ соединений низколегированных трубных сталей, модифицированных кальцием / И. В. Захарова, Е. А. Чичкарев, В. Г. Васильев и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 8. — С. 18–21.

Technical capabilities and rationality of manufacturing mobile combined high pressure vessels with small specific weight are considered. Low-alloyed low-carbon steels of higher and high strength and large diameter pipes can be used here for shell billets. Butt joints acceptable in terms of properties and cyclic fatigue life are produced by multilayer submerged-arc welding, and they can be improved by arc treatment with partial melting. Welded case is subjected to annealing without performing high-temperature strengthening and is reinforced along the cylindrical part of a composite material with high specific strength.

Поступила в редакцию 20.05.2010

## ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

15-й международный конкурс молодых сварщиков «Золотой кубок Линде» состоится в Чехии (г. Фридек-Мистек) 19–20 апреля 2011 г. Конкурсанты должны быть учениками профтехучилищ и не старше 20 лет. Номинации конкурса — ручная дуговая сварка (ММА), полуавтоматическая в среде защитных газов (МАГ/МИГ), ручная сварка неплавящимся электродом (ТИГ) и газовая сварка. Сайт организаторов конкурса — <http://www/sssdmf.cz/>. Команду конкурсантов от Украины формирует Общество сварщиков Украины (tzu@e-mail.ua, тел. 442-872-466).