



АРГОНОДУГОВАЯ СВАРКА ЗАГОТОВОК ВАЛОВ ДЛЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

В. М. КУЛИК, канд. техн. наук, **М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук, **А. Ф. ЛУПАН**,
Л. А. ЧЕРТОРЫЛЬСКИЙ, **В. Э. СУХОЯРСКИЙ**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены особенности аргонодуговой сварки вольфрамовым электродом заготовок валов. Применение активирующего флюса (сварка А-ТИГ) позволяет уменьшить глубину разделки кромок стыка, которая затем заполняется присадочным металлом в процессе сварки ТИГ. Показано, что термоциклирование и автоподогрев при многослойной сварке способствуют снижению скорости охлаждения, получению более равновесных структур и предотвращению образования холодных трещин. В состоянии после сварки металл соединения отличается повышенными по сравнению с основным металлом твердостью и микротвердостью, после комплексной термической обработки свойства соединения и основного металла становятся близкими.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, заготовки валов, низколегированные стали, кольцевой стык, проплавление, шов, ЗТВ, скорость охлаждения, структура, свойства соединения

В металлургическом оборудовании используются термоупрочненные шлицевые и шарнирные валы диаметром 150...320 мм и длиной 1...2 м с утолщенными в 1,5...2,5 раза концевыми частями. Местные увеличения диаметра обуславливают большие потери металла в стружку при изготовлении валов, повышенные энерго- и трудозатраты. Улучшение работоспособности таких валов достигается путем снижения их массы за счет пустотелости, применения сварки частей вала разного диаметра из разных сталей (рис. 1) и термоупрочнения. Участки, испытывающие контактный износ, подвергают цементации. Для уменьшения продавливания цементованного слоя при больших удельных нагрузках целесообразно увеличение его толщины, прочности и твердости стали. Облегченные валы изготавливают из легированных сталей 20Х и 18ХГТ, в которых наличие хрома и марганца способствует увеличению толщины цементованного слоя, существенному сокращению длительности цементации и расхода энергии [1], а наличие титана задерживает рост аустенитного зерна. С учетом стоимости и других факторов для менее нагружаемых частей допускается замена стали 20Х на углеродистую сталь 20.

Используемые стали 20Х и 18ХГТ, имеющие коэффициент эквивалентности по углероду соответственно 0,40...0,57 и 0,50...0,67, потенциально склонны к образованию холодных трещин при сварке (в отличие от стали 20 с $C_{\text{экв}} = 0,23...0,35 \% < 0,45 \%$). Применение подогрева и послесварочной термообработки изделия обычно устраняет трещинообразование, однако усложняет технологический процесс. Использование

высоколегированных сварочных материалов применительно к термоупрочняемым валам малопримемлемо вследствие возникновения структурно-механической неоднородности в зоне сплавления разнородных сталей и резкого снижения эксплуатационной надежности сварного соединения.

Более оправданно осуществление автоподогрева и самоотпуска при многослойной сварке кольцевого соединения. Так, автоподогрев и сопутствующая термообработка соединений закаливаемых сталей реализованы в технологиях сварки корпусов электробуров с толщиной стенки 22 мм и восстановления наплавкой массивных роторов без применения предварительного подогрева и последующей термической обработки [2, 3].

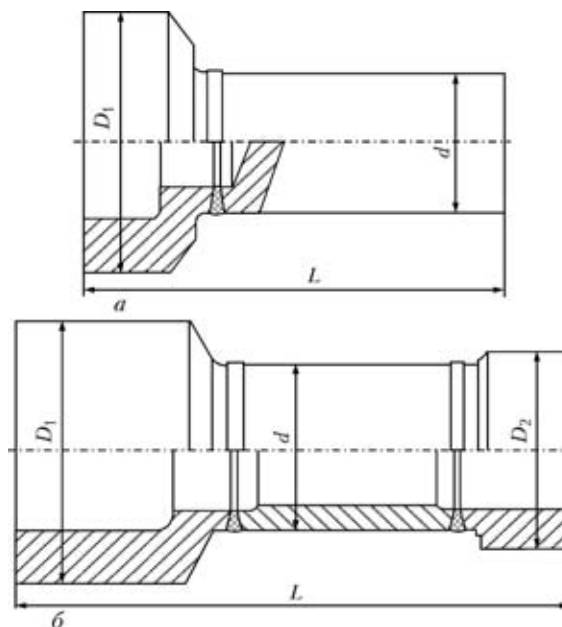


Рис. 1. Схемы сварных заготовок шлицевого (а) и шарнирного (б) валов

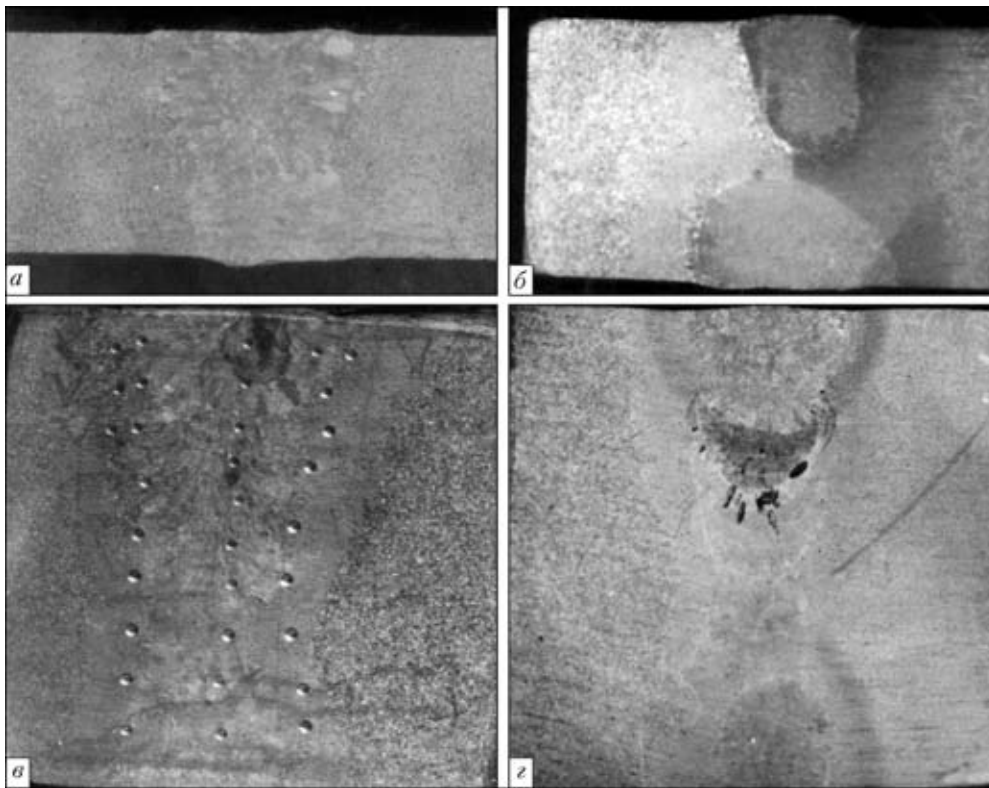


Рис. 2. Макрошлифы кольцевых соединений толщиной 14 (а), 18 мм (б) без разделки кромок и 33 мм (в, з) с разделкой кромок (з — с порами в шве с присадочным металлом типа 08МД)

Наличие повышенных концентраций напряжений, остаточных напряжений и неоднородности механических свойств вызывает понижение усталостной долговечности сварных соединений стали относительно основного металла [4]. Наименьшие концентрации напряжений отмечаются в стыковых соединениях, выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом. Повышение циклической трещиностойкости швов высокопрочных сталей до показателей основного металла достигается также закалкой и отпусками [5].

Цель настоящей работы — разработка технологии сварки стыковыми швами заготовок валов, применяемых для эксплуатации в условиях металлургического производства.

Отработку техники и режимов многослойной аргонодуговой сварки вольфрамовым электродом заготовок валов разных типоразмеров осуществляли на полых цилиндрических образцах наружным диаметром 108...192 мм с толщиной стенки 14, 18 и 33 мм. Сварку снаружи и внутри выполняли с глубоким проплавлением на первых проходах с каждой стороны после нанесения на поверхность активирующего флюса ВС-2Э (сварка А-ТИГ) [6, 7], чем достигается уменьшение глубины разделки кромок, количества проходов сварки, расхода сварочных материалов и электроэнергии. При последующих проходах без применения активирующего флюса (сварка ТИГ) наружная U-образная разделка кромок заполняется

присадочным металлом (сварочные проволоки Св-10Г2М, Св-10Х2МД, Св-08Х3Г2М, Св-20Х4ГМА, Св-08МД). Последние выбраны с учетом повышения порога усталости шва при снижении содержания углерода от 0,3 до 0,15 % [5]. При сварке комплексно использовали установку АРК-1, выпрямители ВСВУ-315 и ВДУ-504, манипулятор ОБ-631.

Часть сваренных образцов подвергали высокотемпературным нагревам, закалке в воде и низкотемпературному отпуску (как при химико-термической и термической обработках валов). Исследовали химический состав, макро- и микроструктуру, распределение твердости *HRB*, *HRC* и микротвердости, оценивали прочность соединения. Выполняли ультразвуковой контроль кольцевых стыков заготовок валов.

При сварке А-ТИГ кольцевых образцов толщиной 14, 18 и 33 мм максимальная глубина проплавления составляет соответственно до 11, 10 и 8 мм. В первом случае при сварке с обеих сторон без разделки кромок обеспечивается сплошность шва по всей толщине (рис. 2, а), во втором и третьем имеют место непровары в середине соединения (особенно при смещении проплавлений от стыка) и резкое снижение его циклической долговечности (рис. 2, б). Перекрытие проплавлений при сварке А-ТИГ и сплошность таких соединений по всей толщине обеспечиваются в результате разделки кромок соответственно на глубину 2...3 и 19...21 мм с при-



тушением 15...16 и 12...14 мм и заполнения ее присадочным металлом при последующих проходах сварки ТИГ (рис. 2, в).

Глубокое проплавление при сварке А-ТИГ с коэффициентом формы 1,0...1,5 обуславливает формирование в металле шва столбчатых, ориентированных к центру и разориентированных, измельченных в центре кристаллитов. На участке, сформированном сваркой ТИГ с расплавлением присадочного металла, появляется вертикальная составляющая ориентации кристаллитов от ранее выполненного слоя. В многослойном шве кристаллиты растут от основного металла в виде пространственных кривых тел, изгибающихся вверх с превалированием вертикальной составляющей в центральной части шва. В стыковом соединении выявляется визуально зона термического влияния (ЗТВ) шириной до 3...5 мм, которая увеличивается от первых проплавлений при сварке А-ТИГ к наружной поверхности стыка.

Химический состав металла шва при сварке А-ТИГ является промежуточным между свариваемыми сталями и изменяется в пределах их марочного состава, а состав металла при сварке ТИГ близок присадочным проволокам, в том числе при совместном введении их в зону сварки (табл. 1). При этом содержание углерода в шве может уменьшаться в 1,3...2 раза, а изменение марки проволоки в процессе сварки влечет за собой соответствующее изменение химического состава металла следующего слоя и управляемое дифференцирование твердости по высоте шва (табл. 2). В шве, образованном с расплавлением проволоки Св-08МД, содержащей небольшое количество раскислителей, могут образовываться поры (рис. 2, з).

Скорость охлаждения при сварке, от которой зависит формирование структуры металла соединения, рассчитываемое по схеме плоского слоя [8], когда распределение температур по толщине является неравномерным, определяли по формуле

$$W = \omega 2\pi\lambda \frac{(T - T_0)^2}{q/v}, \quad (1)$$

где $\lambda = 0,38$ Вт/(см·град) — коэффициент теплопроводности стали; T_0 , T — соответственно исходная и текущая температуры при охлаждении металла; q — погонная энергия; v — скорость сварки.

Параметр ω зависит от безразмерного критерия

$$\frac{1}{\theta} = \frac{2q/v}{\pi\delta^2 c_p (T - T_0)}, \quad (2)$$

где δ — толщина стыка; $c_p = 4,8$ Дж/(см³·град) — теплоемкость стали.

При температурах низкой устойчивости аустенита 500...600 °С скорость охлаждения $w_{6/5}$ соединения толщиной 14...33 мм на первом проходе сварки с $q/v = 24290...25846$ Дж/см может быть 5,5...25,2 °С/с, увеличение толщины стыка в приведенных пределах вызывает повышение $w_{6/5}$ в 4,6 раза. Автоподогрев в процессе сварки до 100 и 200 °С, наоборот, приводит к снижению скорости охлаждения соответственно в 1,43...1,65 и 2,52...3,91 раза.

Согласно диаграммам распада переохлажденного аустенита [9] при сварочных скоростях охлаждения сталей 20, 20Х и 18 ХГТ происходит диффузионное, промежуточное, а также бездиффузионное превращения. Повторные тепловые воздействия при многослойной сварке, вызывающие общее повышение температуры и снижение скорости последующего охлаждения, способствуют уменьшению количества образующегося мартенсита (вплоть до предотвращения его образования) в структуре, существенному увеличению длительности самоотпуска первично и повторно закалившегося металла [10, 11]. Термоциклирование с нагревами выше A_{c3} измельчает аустенитное зерно, нагревы ниже A_{c3} обеспечивают от-

Таблица 1. Химический состав металла шва, сваренного без и с применением присадочных проволок

№ п/п	Стали кольцевого стыка	Присадочный металл	Массовая доля элементов, %				
			C	Si	Mn	Cr	Mo
1	20+20Х	—	0,18	0,27	0,71	0,71	<0,03
2	20Х+18ХГТ	—	0,08...0,012	0,29...0,33	0,60...0,77	0,98...1,20	—
3*		—	0,18	0,26	0,76	1,08	<0,03
4		10Г2М	0,08	0,18	1,26	0,78	0,05
5		08Х3Г2М	0,06	0,44	1,43	1,60	0,16
6*		10Х2МД	0,07	0,37	1,92	0,98	0,07
7		20Х4ГМ	0,24	0,32	0,68	1,70	0,15
8		10Г2М+20Х4ГМ	0,09	0,11	1,05	0,57	0,05
9*		08Х3Г2М+20Х4ГМ	0,08	0,46	1,36	1,73	0,18

* — в зону спектрального анализа частично попадает основной металл.

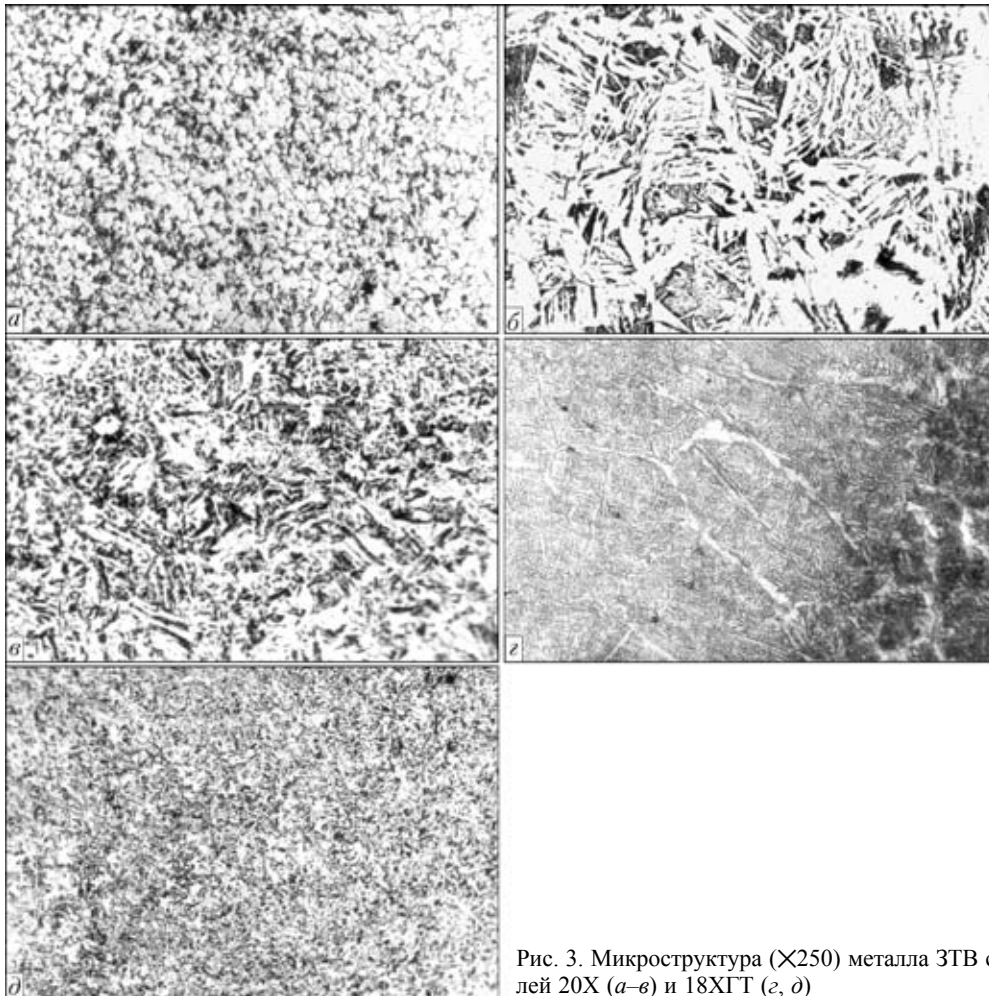


Рис. 3. Микроструктура (X250) металла ЗТВ сталей 20X (а-в) и 18ХГТ (г, д)

пуск закалившегося металла. Следствием этого является формирование различных сочетаний структурных составляющих (феррита, перлита, бейнита, мартенсита) в соединениях разных марок сталей, толщин на разных участках, в частности в металле ЗТВ (рис. 3). В стали 20X мартенсит не обнаруживается, в стали 18ХГТ содержание его визуально значительно ниже критического $M_{кр} \geq 50...78\%$ для легированных сталей с $0,15...0,30\%$ углерода [10, 12]. Это в сочетании с измельчением аустенитного зерна и сопутствующим отпуском предотвращает склонность к замедленному разрушению и образованию холодных трещин в сварных соединениях.

Металл ЗТВ соединения толщиной 18 мм стали 20 имеет микротвердость $HV_{0,2} = 130...180$, стали 20X $HV_{0,2} = 160...190$, стали 18ХГТ $HV_{0,2} = 165...200$. Меньшие значения микротвердости отмечаются на участках, сформированных в последнюю очередь, где вследствие уменьшения скорости охлаждения образуется более равновесная структура. Участки швов сталей 20+20X и 20X+18ХГТ, сформированные без присадочного металла, имеют микротвердость $HV_{0,2} = 125...185$. В первом слое, особенно со стороны третьего слоя, где нагретый выше A_{c3} металл охлаждается

замедленно, она понижена. Повышенное легирование присадочного металла способствует повышению микротвердости шва до $HV_{0,2} = 200$ и $HV_{0,2} = 200...230$ при использовании проволок Св-10Х2МД и Св-20Х4ГМА. Более высокая микротвердость $HV_{0,2} = 210...310$ и $HV_{0,2} = 305...375$ шва сталей 20X+18ХГТ на участках, сформированных соответственно без и с присадочным металлом 08Х3Г2М, наблюдается в стыке толщиной 33 мм, охлаждающемся с большей скоростью.

Шов и участки перегрева металла ЗТВ имеют повышенную по сравнению с основным металлом твердость по Роквеллу, которая в шве обычно выше, чем в металле ЗТВ, по крайней мере одной из сваренных сталей (табл. 2). Она изменяется как по высоте, так и поперек соединения и зависит от толщины стыка, очередности выполнения слоев, химического состава исследуемого металла. Повышенные твердость и соответственно прочность обуславливают разрушение испытуемых сварных образцов разнолегированных сталей 20X+18ХГТ по менее легированной стали 20X при $\sigma_b = 603,5...605,1$ МПа.

После термической обработки, включающей имитацию условий цементации, закалку и низкий

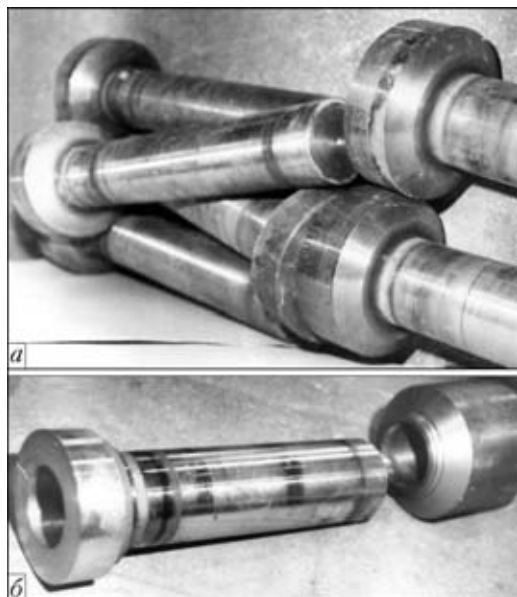


Рис. 4. Сварные заготовки шлицевого (а) и шарнирного (б) валов

отпуск, сталь 20X и ее металл ЗТВ приобретают твердость $HRC\ 34,0...46,0$, сталь 18ХГТ и ее металл ЗТВ — соответственно $HRC\ 41,5...47,0$. Твердость участка шва, сформированного расплавлением сталей без присадочного металла, повышается до $HRC\ 36,0...45,0$ и становится промежуточной относительно свариваемых сталей. Металл шва типа 10Г2М приобретает твердость $HRC\ 33,5...40,0$; 10Х2МД — $HRC\ 41,0...46,0$; 08Х3Г2М — $HRC\ 33,5...40,0$. Комплексная термическая обработка обеспечивает измельчение структуры металла, общее упрочнение сварного изделия и получение близких значений свойств сварного соединения по сравнению с основным металлом. Сварные образцы внутренней (без присадочного металла) и наружной (с присадочным металлом) частей кольцевого стыка после закалки и низкого отпуска приобретают $\sigma_B = 1356,7...1369,6$ МПа и разрушаются при испытании по основному металлу с сужением. Такие же образцы, подвергнутые также предварительной нормализации и нагреву, имитирующему условия цементации, имеют

Таблица 2. Твердость металла соединений разных толщин и марок свариваемых сталей и присадочного металла

№ п/п	Свариваемые стали		№ слоя	Присадочный металл	Твердость $HRB\ (HRC)$		
	марка	толщина, мм			ЗТВ	шов	ЗТВ
1	20+20X	14	1	—	—	92...94	91...94
			2	10Г2М	—	83...84	94
			3	—	—	95...97	88...90
2	14	14	1	—	—	90...95	90...93
			2	—	—	94...95	88...93
			3	10Г2М	—	84...89	81...84
3	20X+18ХГТ	18	1	—	97...99	97...98	—
			2	20X4ГМ	—	(36)	(21...22)
			3	—	(23...24)	(25,5...26)	(25)
4	20X+18ХГТ	18	1	—	97...98	97	98...99
			2	—	(22,5...24,5)	(23...26)	97...100
			3	20X4ГМ	(20,5...22)	(35...35,5)	98...102
5	20X+18ХГТ	18	1	—	94...98	98...99	94
			2	—	97...98	(24...24,5)	98...99
			3, 4	20X4ГМ	99...101	(35...38)	99
6	20X+18ХГТ	33	1	—	(23,0)	(25,5)	(24,5)
			2	—	(20,0)	(23,5)	(20,5)
			3, 4	08МД	88...90	86...88	89...93
			5...7	10Х2МД	90...98	(26,5)	(24,0...25,5)
			1	—	91	98	95
7	20X+18ХГТ	33	2	—	85	89	90
			3...6	10Г2М	87...98	85...93	86...100
			1	—	88...90	98	97
8	20X+18ХГТ	33	2	—	85...87	99	89...92
			3...6	08Х3Г2М	90...101	99...102	90...102
			1	—	85	95	94
9	20X+18ХГТ	33	2	—	90	95	100
			3...6	10Г2М+20Х4ГМ	85...95	91...95	94...100
			1	—	86	(26)	92
10	20X+18ХГТ	33	2	—	90	(26)	101
			3...6	08Х3Г2М+20Х4ГМ	86...91	(26...27)	92...101

Примечание. Сталь 20 — в состоянии поставки, $HRB\ 84...86$; 20X — $HRB\ 88...90$; 18ХГТ — $HRB\ 89...90$.

Таблица 3. Габаритные размеры сварных заготовок валов

№ п/п	Тип вала	D_1	D_2	d_3	L
1	Шарнирный	250	205	108	1410
2	Шлицевой	250	—	160	1150
3	Шарнирный	320	250	192	1045
4	Шлицевой	320	—	166	1016

$\sigma_B = 1104,0...1255,1$ МПа и могут разрушаться при испытании как по основному металлу, так и по шву.

С учетом результатов исследований разработаны технологии аргонодуговой сварки без послесварочного отпуска пустотелых и частично пустотелых цилиндрических заготовок валов (рис. 4). В соответствии с типоразмерами заготовок валов, режимами и особенностями многослойной сварки охлаждение соединений после сварки до 100 °С происходит в течение одного–четырех часов без образования холодных трещин. Плоскостные и объемные, протяженные и непротяженные внутренние дефекты в кольцевых соединениях заготовок ультразвуковым контролем не выявляются. По разработанным технологиям изготовлены четыре промышленные партии шлицевых и шарнирных валов с применением нормализации, цементации, закалки и отпуска (табл. 3).

В заключение можно отметить, что изготовление валов с использованием рационального вида проката (труб), сочетание с помощью технологии сварки круглых заготовок разных диаметров и исключение послесварочного печного отпуска из технологического процесса обеспечи-

вают существенное снижение расхода энергии, металла и труда. Облегченные валы способствуют улучшению эксплуатационных характеристик металлургического оборудования.

1. Самохацкий А. И. Технология термической обработки металлов. — М.: Машгиз, 1962. — 427 с.
2. Технология аргонодуговой сварки корпусов электробуров из стали 40Х / М. М. Савицкий, Ю. А. Стеренбоген, А. Ф. Лупан и др. // Автомат. сварка. — 1990. — № 5. — С. 45–48.
3. Восстановление роторов из высокопрочной стали / В. М. Кулик, М. М. Савицкий, А. Ф. Лупан, Г. М. Мельничук // Там же. — 1995. — № 5. — С. 52–54.
4. Прочность сварных соединений при переменных нагрузках / Под ред. В. И. Труфякова. — Киев: Наук. думка, 1990. — 256 с.
5. Циклическая трещиностойкость сварных соединений высокопрочных сталей / О. П. Остащ, А. В. Куповский, В. Е. Лазько и др. // Автомат. сварка. — 1990. — № 7. — С. 8–12.
6. Пат. України 55385. Спосіб зварювання металів і сплавів у середовищі захисних газів / М. М. Савицький, В. М. Кулик, А. П. Лупан, Г. М. Мельничук. — 2003, Бюл. № 4.
7. Пат. України 74936. Спосіб дугового двопротічного зварювання кільцевого стику труб / В. М. Кулик, М. М. Савицький, А. П. Лупан та ін. — 2006, Бюл. № 2.
8. Теоретические основы сварки / Под ред. В. В. Фролова. — М.: Высш. шк., 1970. — 592 с.
9. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник. — М.: Металлургия, 1965. — 495 с.
10. Кулик В. М., Васильев В. Г. Изменение структуры и свойств металла ЗТВ соединений стали 30ХГСА при дуговой обработке // Автомат. сварка. — 2006. — № 7. — С. 19–25.
11. Фазовые и структурные превращения при сварке и дуговой обработке соединений стали 30ХГСА / В. М. Кулик, В. Г. Васильев, Г. М. Григоренко и др. // Там же. — 2007. — № 9. — С. 10–15.
12. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.

Peculiarities of argon-arc tungsten-electrode welding of shaft billets are considered. Application of an activating flux (A-TIG welding) makes it possible to decrease the depth of the weld groove, which is then filled up with filler metal during the TIG process. It is shown that thermal cycling and auto-heating in multilayer welding lead to decrease in the cooling rate, formation of more equilibrium structures, and prevention of cold cracking. In the as-welded condition, the weld metal has increased hardness and microhardness, compared with the base metal, and after comprehensive heat treatment the welded joint has properties close to those of the base metal.

Поступила в редакцию 27.03.2007