

О Г Л А В Л Е Н И Е

Введение	3
Глава I. Технология сварки алюминиевых сплавов.	5
§ 1. Характеристика алюминиевых сплавов, применяемых для сварных конструкций	5
§ 2. Особенности сварки алюминиевых сплавов	12
§ 3. Влияние технологических факторов различных способов сварки на структуру и свойства металла соединений алюминиевых сплавов	19
Глава 2. Технология сварки титановых сплавов	31
§ 4. Характеристика титановых сплавов, применяемых для сварных конструкций	31
§ 5. Взаимодействие титановых сплавов с активными газами при сварке плавлением	39
§ 6. Влияние технологических факторов на структуру и свойства металла сварных соединений из титановых сплавов различного фазового состава	47
Глава 3. Технология сварки тугоплавких химически активных металлов	67
§ 7. Характеристика тугоплавких химически активных металлов, применяемых для сварных конструкций	67
§ 8. Особенности сварки циркониевых сплавов и выбор режимов сварки, сварочных материалов, режимов термической обработки соединений, выполненных аргонодуговой и электронно-лучевой сваркой	68
§ 9. Особенности сварки ниобиевых и танталовых сплавов	72
§ 10. Технологические особенности аргонодуговой и электронно-лучевой сварки однородных и комбинированных соединений из ниобиевых и танталовых сплавов	72
§ 11. Особенности сварки молибдена, вольфрама и сплавов на их основе	75
§ 12. Примеры для обоснования выбора режимов сварки, сварочных материалов и режимов термической обработки соединений из молибденовых и вольфрамовых сплавов	76
Рекомендуемая дополнительная литература для подготовки рефератов	78

И и п к о в М. Д. Сварка сплавов на основе алюминия и титановых высокоактивных металлов. Учебное пособие. - Л., ЛПИ, 1983, с. 80.

Учебное пособие предназначено для студентов специальности "Металлургия и технология сварочного производства", изучающих курсы "Технология производства сварных конструкций из сплавов". В нем приведены основные сведения об алюминиевых, титановых сплавах и титановых высокоактивных металлах, применяемых для сварных конструкций. Рассмотрены особенности сварки этих металлов и сплавов, особенно выбор режимов сварки, сварочных материалов и режимов термической обработки различного типоразмера соединений из термически прочных алюминиевых сплавов, титановых сплавов и титановых высокоактивных металлов и сплавов.

Ил. 33, табл. 48, рисунков. - 27 назв.

Рецензенты: А.С.Михайлов, М.Д.Толчков.

Св. Темплан 1983 г., поз. 526.

Пр-ков Михаил Денисович

Сварка сплавов на основе алюминия и титановых высокоактивных металлов

Учебное пособие

Редактор С.А.Мартьянова

Технический редактор А.И.Колодяжная

Подписано к печати 25.10.83. М-42651. Печать офсетная.
Формат бумаги 60 x 90 1/16. Бумага тип. № 3. Заказ 372.
Усл. печ. л. 5, Уч.-изд. л. 5. Тираж 500. Цена 20 коп.

Издательство ЛПИ им. М.И.Калинина, Ленинград, Политехническая, 29.
Лаборатория полиграфических машин ЛПИ им. М.И.Калинина.
195251, Ленинград, Политехническая ул., 29.

Повышение надежности и работоспособности сварных конструкций, снижение металлоемкости и применение механизированных способов сварки при их производстве - важнейшие задачи, поставленные перед работниками, занятыми в области сварочной науки и техники. Об этом говорится в Основных направлениях экономического и социального развития СССР на 1981-1985 годы и на период до 1990 года, утвержденных XXVI съездом КПСС.

В связи с повышением требований к эксплуатационным свойствам сварных конструкций появилась необходимость для их изготовления применять во все увеличивающемся объеме алюминиевые, титановые сплавы и титановые высокоактивные металлы и их сплавы. Например, алюминиевые и титановые сплавы преимущественно используются в авиационной промышленности, титановые сплавы активно используются в атомной на их основе применяются в энергетическом машиностроении, атомной технике и радиоэлектронной промышленности.

По сравнению с конструкционными сталями цветные металлы и их сплавы, особенно титановые сплавы, обладают более сложными технологическими приемами сварки для получения соединений с комплексом физико-химических свойств, соответствующих по уровню со свойствами основного металла.

В связи с особенностями сварки алюминиевых, титановых сплавов и титановых высокоактивных металлов, как таковых, нообиди, тантал, молибден и вольфрам, для студентов специальности "Металлургия и технология сварочного производства" читается курс "Технология сварки легированных сталей и сплавов", значительный раздел которого посвящен сварке этих металлов.

Основная задача курса - знакомство студентов с методикой основных режимов сварки, выбора сварочных материалов, режимов термической обработки, требований к технологическому оборудованию при изготовлении сварных конструкций из алюминиевых сплавов и высокоактивных титановых металлов и сплавов.

В пособии приведена характеристика указанных металлов и их сплавов как конструкционных материалов. Рассмотрены металлургические процессы при их сварке плавлением и в процессе термодеформационного сварочного цикла на развитые химической и структурной неоднородности в металле сварочной зоны. Даны рекомендации по основным способам термической обработки для повышения надежности и работоспособности сварных

соединений из этих материалов.

Для пояснения влияния технологических факторов при различных способах сварки алюминиевых и титановых сплавов рассматриваются примеры сварки различных типоразмеров соединений, на основании которых устанавливается эффективность применения того или иного способа сварки. Предлагается конкретные рекомендации по способам очистки поверхности соединяемых деталей от окисных пленок. Приводятся элементы подготовки кромок под сварку. Для конкретного типа соединения описаны основные требования к технологической оснастке, обеспечивающей необходимую защиту металла при сварке, заданные геометрические размеры сварного шва и удовлетворяющей точность сварного соединения.

По разделам курса студентам готовятся рефераты, основные положения которых докладывают на семинарских занятиях.

Глава I. ТЕХНОЛОГИЯ СВАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

§ 1. Характеристики алюминиевых сплавов, применяемых для сварных конструкций

Алюминий — самый распространенный в земной коре металл, его запас [5] составляет 8,8%. Алюминий является однокомпонентным металлом с гранецентрированной кубической решеткой ($a = 4,04 \text{ \AA}$), имеет конный радиус $r_c = 0,57 \text{ \AA}$, что обуславливает отчасти высокую растворимость в нем всех известных элементов, например, при температуре кристаллизации чистого алюминия ($660,4^\circ\text{C}$) и нормальном давлении водорода над металлом 760 мм.рт.ст. растворимость водорода в алюминии составляет всего $0,039 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ [1] (рис. 1).

Технически чистый алюминий имеет низкие прочностные ($\sigma_b = 49 - 68 \text{ МПа}$, модуль упругости $E = 70000 \text{ МПа}$) и высокие пластические свойства ($\delta = 28\%$), поэтому в качестве конструкционного материала применяется в значительно меньших объемах, чем его сплавы различного легирования.

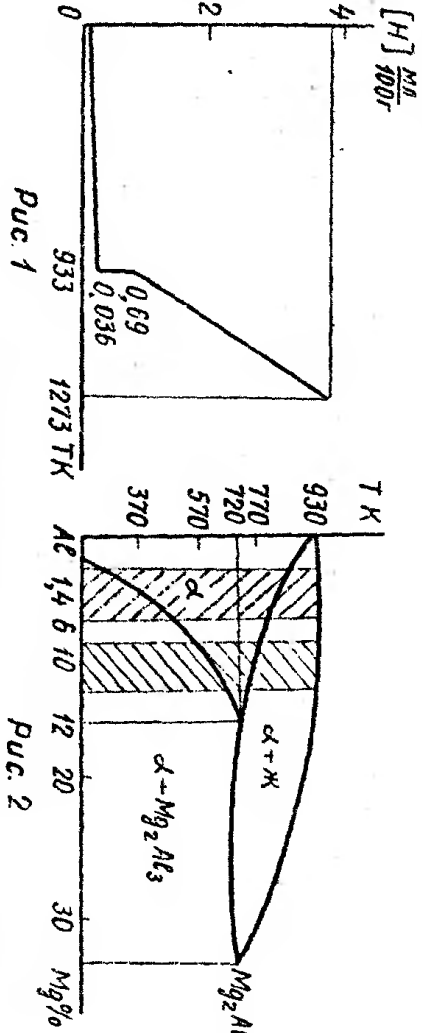


Рис. 1

Рис. 2

В зависимости от содержания легирующих элементов, характера пластической обработки металла все алюминиевые сплавы подразделяются на деформируемые и литейные. В качестве примера такого подразделения на рис. 2 приведена типичная диаграмма состояния наиболее распространенных сплавов системы Al-Mg . Деформируемые алюминиевые сплавы содержат легирующие элементы в количествах до предела их растворимости в α -растворе алюминия (рис. 2), например, структура алюминидо-магниевого сплава характеризуется зернами α -алюминия, по границам которых могут быть выделены бета-фаза — Al_3Mg_2 (до 3%).

Для сварных конструкций главным образом применяются деформируемые алюминиевые сплавы (ГОСТ 4784-74), которые можно подразделить на термически неупрочняемые (низкой и средней прочности) и термически упрочняемые (средней и высокой прочности) (табл. 1). К термически неупрочняемым можно отнести легированный алюминий, сплавы систем $Al-Mn$, $Al-Mg$ - Mg - Mg и $Al-Mg$. К термически упрочняемым относятся сплавы систем $Al-Cu$ - Mn , $Al-Zn$ - Mg - Cu , $Al-Mg$ - Li и др., повышение прочностных свойств которых обеспечивается выделением мелкодисперсных фаз в результате старения.

Т а б л и ц а 1

Химический состав сплавов, %

Система $Al-Mg$

Марка сплава	Основные легирующие компоненты, %				
	Mg	Mn	Si, Cu, Zn, Ti		
AMT1	0,5...1,8	-	-	-	-
AMT2	1,8...2,8	0,2...0,6	-	-	-
AMT3	3,2...3,8	0,2...0,6	0,5...0,8 Si	-	-
AMT4	3,8...4,8	0,5...0,8	0,05...0,25 Cu, 0,02...0,1 Ti	-	-
AMT5	4,8...5,8	0,5...0,8	0,02...0,1 Ti	-	-
AMT5L (для заклепок)	4,7...5,7	-	-	-	-
AMT6	5,8...6,8	0,5...0,8	0,02...0,1 Ti	-	-
AMT6I	5,5...6,5	0,8...1,1	0,02...0,1 Zn	-	-

Система $Al-Mg-Si$

Марка сплава	Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Примеси, менее			
						Fe	Cu	Mn	Ti
AL31	0,4...0,9	-	-	-	-	0,5	0,1	0,1	0,15
AL33	0,8...1,2	0,4...0,8	0,15...0,40	-	0,15...0,35	0,7	-	0,15	0,15
AL35	0,8...1,4	0,8...1,2	-	0,5...0,9	-	0,5	0,1	-	0,15
AB	0,45...0,9	0,5...1,2	0,2...0,6	0,15...0,35	-	0,5	-	-	0,15

Система $Al-Cu-Mg$

Марка сплава	Cu	Mg	Mn	Fe		Si
				менее		
B65	3,9...4,5	0,15...0,3	0,3...0,5	0,2	0,25	
Д18	2,2...3,0	0,2...0,5	0,2	0,5	0,5	
Д1	3,8...4,8	0,4...0,8	0,4...0,8	0,7	0,7	
Д16	3,8...4,9	1,2...1,8	0,3...0,9	0,5	0,5	
Д16ч	3,8...4,9	1,2...1,8	0,3...0,9	0,3	0,2	
Д19	3,8...4,3	1,7...2,3	0,4...0,9	0,5	0,5	
ВАД1	3,8...4,5	2,3...2,7	0,35...0,8	0,3	0,2	
AK4-1	1,9...2,7	1,2...1,8	-	0,8...1,4	0,35	
ВЛ-17	2,6...3,2	2,0...2,4	0,45...0,70	0,3	0,3	
2048	2,8...3,8	1,2...1,8	0,2...0,6	0,2	0,15	

Примечание. 0,005...0,0002 Be, 0,8...1,4 Ni.

Система $Al-Cu-Mn$

Марка сплава	Cu	Mn	Ti	Zr	V	Mg	Fe	Si	Cd
Д20	6...7	0,4...0,8	0,1...0,2	0,2	-	0,1	0,3	0,3	0,1...0,2
Д21	6...7	0,4...0,8	0,1...0,2	-	-	0,25...0,45	0,3	0,3	0,1...0,2
О1205	5,8...6,8	0,3...0,8	0,02...0,1	0,08...0,15	-	0,05	0,3	0,3	0,1...0,2
И201	5,8...6,8	0,2...0,4	0,02...0,1	0,1...0,25	0,05...0,15	0,02	0,3	0,2	0,1...0,2

Система Al — Zn — Mg

Сплав 1915					Примеси, менее		
Zn	Mg	Mn	Cu	Zr	Cu	Fe	Si
3,4... 4,0	1,3... 1,8	0,2... 0,6	0,08... 0,2	0,15... 0,22	0,1	0,4	0,3

Сплав В92	Zn	Mg	Mn	Zr	Примеси, менее		
					Cu	Fe	Si
2,9... 3,6	3,9... 4,6	0,6... 1,0	0,1... 0,2	0,05	0,3	0,2	

Высокопрочные сплавы системы Al — Zn — Mg — Cu

Марка сплава	Zn	Mg	Cu	Mn	Cu	Fe	Si	Ti	Zr
B95	5,0... 7,0	1,8... 2,8	1,4... 2,0	0,2... 0,6	0,1	0,5	0,5	-	-
B95оч	5,0... 7,0	1,8... 2,8	-	-	0,25	0,15	0,1	-	-
B96ц	8,0... 9,0	2,3... 3,0	2,0... 2,6	0,1	0,05	-	-	-	-
B96цз	7,6... 8,6	1,7... 2,3	1,4... 2,0	0,05	0,05	0,2	0,1	-	0,1... 0,2
B96цд	8,0... 9,0	2,3... 3,0	2,0... 2,6	0,3... 0,8	0,1	0,4	0,3	0,05	0,1... 0,16
B93	6,5... 7,3	1,7... 2,8	0,8... 1,2	0,1	-	0,2... 0,4	0,5	-	-
B93шц	6,5... 7,3	1,7... 2,8	0,8... 1,2	0,1	-	-	0,1	0,02	-
B94	6,0... 6,7	1,2... 1,6	1,8... 2,4	0,1	0,05	0,2	0,2	0,08	-

Сплав ВАДЗ3				Примесей, не более					
Cu	Li	Mn	Cd	Fe	Si	Ti	Zn	Mg	
4,8... 5,8	0,9... 1,4	0,4... 0,8	0,1... 0,25	0,3	0,3	0,15	0,1	0,05	

Оптимальный состав сплава О1420		Примесей, не более					
Mg	Li	Zr	Si	Fe	Ti	Mn	Na
5...6	1,9... 2,3	0,09... 0,15	0,1... 0,3	0,3	0,1	0,3	0,05

Несмотря на значительно большую сложность по сравнению с углеродистыми и низколегированными конструкционными сталями, объем применения алюминиевых сплавов в производстве сварных конструкций не-превышно тоньше. Это можно объяснить тем, что эксплуатационные свойствами алюминия и его сплавов, как высокая коррозионная стойкость в целом ряде агрессивных жидких и газовых сред [6] (в том числе, в морской воде), незначительность и высокая электро- и теплопроводность, низкие температуры (плотность до криотемператур) перехода алюминия-вых сплавов из вязкого в хрупкое состояние.

Малая плотность и высокая прочностные свойства термически устойчивых алюминиевых сплавов обуславливают их более высокую удельную прочность по сравнению с конструкционными сталями, что позволяет считать малолегированные сплавы [6]. Кроме того, преимуществом алюминия сплавов по сравнению с конструкционными сталями является их технологичность при производстве полуфабрикатов прессованием, штамповкой и прокаткой.

Недостатком алюминиевых сплавов по сравнению с конструкционными низкоуглеродистыми и низколегированными сталями является необходимость применения более сложных технологических приемов как в процессе подготовки деталей под сварку, так и в процессе сварки. Поэтому, учитывая относительно высокую стоимость алюминиевых сплавов и их более высокую по сравнению с конструкционными сталями технологическую свариваемость, эффективность применения алюминия сплава в качестве основного металла должна определяться главным образом с учетом условий эксплуатации данной сварной конструкции.

Для ответственных сварных конструкций наиболее широко применяются сплавы термически неупрочняемые алюминий-магниево-медные сплавы АЛ-2В и АЛ-3 и термически упрочняемый сплав 1915 средней прочности, физико-механические свойства металла сварных соединений которого восстанавливаются после низкотемпературного старения.

Механические свойства деформируемых алюминидовых сплавов различных систем легирования

Система сплава	Марка сплава	Основной металл		Сварное соединение		$K = \frac{\sigma_{\kappa}}{\sigma_{\rho}}$	Система упрочнения или	Склонность сплава к коррозионно-му рас-трению
		σ_{ρ} , МПа	σ_{τ} , МПа	σ_{ρ} , МПа	σ_{κ} , МПа			
Al-Mg	AMГ-6M	310	145	290	246	0,75	-	Не склонен к коррозионно-му рас-трению
	AMГ-6H	370	285	335	-	-	Нагартован на 20%	Мало склонен
Al-Cu-Mg	MAO	380	275	255	325	0,62	Старение	Не склонен
	Д16	385	256	-	165	0,43	θ (Al ₂ Cu)	Не склонен
Al-Zn-Mg	1915	370	257	-	294	0,75	фаза τ	Мало склонен
	B92	395	320	-	257	0,65	(Al ₂ Mg ₃ Zn ₃) После старения	Склонен
Al-Cu-Mn	Д20	395	312	-	230	0,58	фаза θ (Al ₂ Cu) После старения	Не склонен
	Т201	-	-	-	-	-	-	Не склонен
Al-Zn-Mg-Cu	B95	480	400	-	-	-	фаза: η (MgZn ₂)	Мало склонен
	B96H	625	500	-	-	-	τ (Al ₃ Mg ₃ Zn ₃) S (Al ₂ CuMg)	После искусственного старения при $T = 415^\circ K$ в течение 16 ч
Al-Cu-Mg-Si	AK8	440	350	-	-	-	фаза θ (Al ₂ Cu) После старения при $T = 430^\circ K$	Мало склонен
	01430	415	278	360	332	0,8	фаза	Не склонен после старения при $T = 390^\circ K$ в течение 12...16 ч

При выборе алюминидового сплава для данной сварной конструкции одна из важных характеристик - коэффициент конструктивной прочности, выражающий отношение конструктивной прочности, определяемой по результатам испытаний сварных сосудов-моделей, к пределу прочности основного металла. Это применимо главным образом для тонколистового материала (2-5 мм).

Менее надежным способом определения коэффициента конструктивной прочности является отношение временного сопротивления при растяжении стандартных сварных образцов к временному сопротивлению при растяжении образцов аналогичного размера из основного металла.

В табл. 2 приведены результаты испытаний сосудов-моделей из алюминидовых сплавов толщиной 2...4 мм, выполненных аргонодуговой сваркой водородным электродом с подачей рекомендуемой для данного сплава присадочной проволоки. Получены результаты испытаний сварного сосуда из сплава 01430 после упрочняющей термообработки. Низкая конструктивная прочность алюминидовых сплавов, упрочняемых в результате старения за счет выделения по границам зерен δ Al-металлодисперсной фазы θ (Al₂Cu), например Д16, Д20, MAO (табл. 2), объясняется тем, что в условиях дугтовых видов сварки мгновенные скорости охлаждения металла околошовной зоны значительно меньше критических скоростей образования упрочняющей фазы при температурах минимального времени ее выделения (рис. 3).

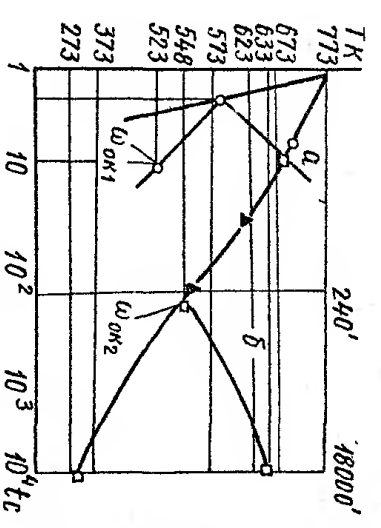


Рис. 3

На этом рисунке представлены кривые выделения интерметаллидов при изотермической обработке, где a - фаза θ (Al₂Cu) сплав Д16; b - фаза τ (Al₃Mg₃Zn₃) - сплав 1915 ($\omega_{ок1}$ - критическая скорость непрерывного охлаждения от температуры нагрева выше температуры закалики сплава Д16; $\omega_{ок2}$ - то же для сплава 1915).

Применение более компактных доменных сварочных источников

Полученные результаты испытаний сварных сосудов, обеспечивающих мгновенные скорости охлаждения металла околошовной зоны подобны сплавам выше критических (~200 град/с), позволяют значительно расширить область использования для сварных конструкций высокопрочных алюминидовых сплавов, упрочняемых за счет θ фазы.

§ 2. Особенности сварки алюминиевых сплавов

АМРБ

Технологическая свариваемость алюминиевых сплавов определяется физико-химическими свойствами алюминия, являющегося основой сплава (90...95% в деформируемых алюминиевых сплавах, табл. 1), физико-химическими свойствами основных легирующих элементов, модификаторов и постоянных примесей — железа, кремния, вольфрама, содержания которых зависит от системы легирования сплава.

Эксплуатационные свойства конструкции из алюминиевых сплавов, особенно средней и высокой прочности, определяются различными структурной и механической неоднородности в металле различных участков сварного соединения в результате воздействия термомеханического сварочного цикла.

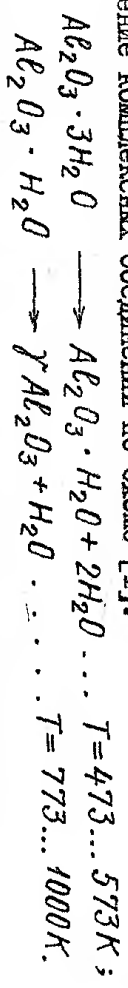
Луготлавленная окисная пленка, образующаяся практически мгновенно на поверхности металла, создает одно из основных затруднений при сварке алюминия и его сплавов. Например, при сварке технического алюминия на поверхности деталей после химической обработки мгновенно образуется окисная пленка Al_2O_3 толщиной $1 \cdot 10^{-7}$ м, имеющая предел прочности 20 МПа и плотность $4 \cdot 10^3$ кг/м³.

Луготлавленная окись алюминия ($T_{пл} = 2323$ К) прочно удерживается на поверхности металла вплоть до температур, превышающих температуру плавления алюминия. Защитные свойства пленки окиси алюминия при контакте металла с окислительными средами объясняются высоким отношением ($\eta_{Al} > 1$) объема моля окисла (V_{Me, O_n}) к объему грамм-атома металла (V_{Me}) в соответствии с правилом Пиллинга-Бедвортса:

$$\eta_{Al} = \frac{V_{Me} m O_n}{m V_{Me}}$$

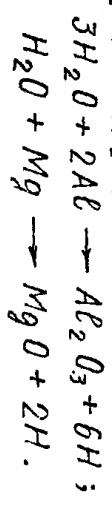
где m — число атомов металла в его окисле. Из-за высокой адсорбционной способности и наличия влаги в окружающей среде окисная пленка постепенно превращается в комплексные соединения типа $Al_2O_3 \cdot nH_2O$ и $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$.

В процессе нагрева до температур (473...1000) К происходит разложение комплексных соединений по схеме [1]:



В результате взаимодействия алюминия с образующимися парами воды, а

при сварке алюминиево-магниевого сплавов и магния в сварочной ванне повышается концентрация вольфрама:



В зависимости от состава алюминиевых сплавов может изменяться и состав окисных пленок в том случае, если легирующий элемент имеет сопоставимое с алюминием сродство к кислороду, либо является более поверхностно активным, чем алюминий. К таким элементам относятся магний, цирконий, титан и бериллий. Из перечисленных элементов наиболее существенно влияние оказывает магний. При содержании магния в сплаве свыше 1,5% окисная пленка состоит практически из чистого магнетита [1], так как $\eta_{Mg} < 1$ (правило Пиллинга-Бедвортса), то магнетитовая пленка менее плотная и обладает адсорбционной способностью, чем окись алюминия. Этим можно объяснить более высокую склонность к порообразованию в шве при сварке алюминиево-магневых сплавов, чем при сварке алюминия.

Введение малых дозавок поверхности активного бериллия в состав алюминиево-магниевого сплавов значительно снижает окисление магния, так как $\eta_{Be} > 1$, и BeO образуется в поверхностном слое окисной пленки.

При всех способах сварки плавлением алюминиевых сплавов необходима предварительная обработка поверхностей деталей и электродной проволоки, обычно щелочная, после которой вновь образующаяся окисная пленка будет иметь толщину не более 200 10^{-10} м. Необходимо также ограничивать время (обычно не более суток) от химической обработки до выполнения сварки подтопленных деталей.

В процессе сварки алюминиевых сплавов решающее влияние на формирование и свойства металла шва оказывают следующие факторы: разложение металла, разрушение и отслоение окисных пленок с поверхности ванны. Эта задача решается путем реализации электротермического эффекта, в частности, катодного расширения окисной пленки при электролизе и плазменной снажке в среде инертных газов на постоянном токе обратной полярности либо переменном токе, за счет высокой концентрации энергии при гальвано-лучевой сварке на постоянном токе прямой полярности, либо при электронно-лучевой сварке в вакууме.

Достаточно широкое применение нашел комбинированный способ разрушения окисных пленок за счет активных флюсов, построенных на базе

хлористых и фтористых соединений щелочных и щелочно-земельных металлов (табл. 3), с реализацией катодного расплавления, например, при автоматической сварке по слою флюса или при электрошлаковой сварке.

Т а б л и ц а 3

Состав флюсов для электрошлаковой и автоматической сварки полуготкрытой дугой алюминизованных сплавов [2]

Материал	Марки флюсов				
	Для ЭПС	Для сварки полуготкрытой дугой	АН-А1	АН-А4	АН-301, АН-302, АН-304
Хлористый натрий	-	20	-	-	-
Хлористый калий	20...60	50	57	47	30
Хлористый литий	10...40	-	-	-	-
Хлористый берилл	5,0...30	-	28	47	68
Фтористый натрий	-	-	-	2,0	-
Фтористый литий	2,0...20	-	7,5	-	-
Фтористый алюминидный	-	-	7,5	-	-
Криолит	-	30	-	-	2,0
Фторидироконат калия	-	-	-	2,0	-
Оксид хрома	-	-	-	2,0	-

Технологическая прочность металла шва сварных соединений из алюминизованных сплавов определяется теми же факторами, что и при сварке других конструктивных материалов и, прежде всего, достаточным уровнем деформационной способности в соответствии с темпом нарастания расклевывающих деформаций в период эффективной кристаллизации [1], а также по термическому Прохорова Н. Н. в период температурного интервала хрупкости. Однако из-за значительной разницы теплофизических свойств

алюминия и его сплавов по сравнению с конструктивными сплавами (табл. 4) влияние металургического и особенно слиткового фактора на

Т а б л и ц а 4

Состав сварочных проволок из алюминия и его сплавов (ГОСТ 7871-75)

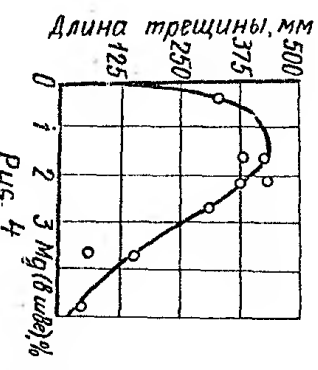
Марка	Процент по массе							Прочность, % по массе
	Mg	Mn	Fe	Si	Ti	Be	Zr	
Св А97	-	-	-	-	-	-	-	0,03
Св А85Т	-	-	-	-	0,2...0,5	-	-	0,08
Св А5	-	-	0,2...0,35	0,1...0,25	-	-	-	0,05
Св АМ1	-	1,5	0,3...0,5	0,2...0,4	-	-	-	1,35
Св АМ3	3,2...3,8	0,3...0,6	-	0,5...0,8	-	0,002...0,005	-	0,85
Св АМ4	4,0...4,8	0,5...0,8	-	0,05...0,25	0,05...0,15	0,002...0,005	-	1,15
Св АМ5	4,8...5,8	0,5...0,8	-	-	0,1...0,2	0,002...0,005	-	1,4
Св 1557	4,5...5,5	0,2...0,6	0,07...0,15	-	-	0,002...0,005	0,2...0,35	0,6
Св АМ6	5,8...6,8	0,5...0,8	-	-	-	0,002...0,005	-	1,20
Св АМ63	5,8...6,8	0,5...0,8	-	-	-	0,002...0,005	0,15...0,35	1,15
Св АМ61	5,5...6,5	0,8...1,1	-	-	-	0,0001...0,0003	0,002...0,12	1,15
Св АК5	-	-	-	4,5...6,0	0,1...0,2	-	-	1,0
Св АК10	-	-	-	6,0...7,0	-	-	-	1,1
Св 1201	6,6...6,8	0,2...0,4	0,05...0,15	-	0,1...0,2	0,0001...0,0003	0,1...0,25	0,3

Примечание. Основа А2 - 99,5...100%.

технологическую прочность металла шва алюминидневых сплавов существенно отличается от влияния этих факторов на технологическую прочность швов сварных соединений конструктивных сплавов. Поэтому достаточно надежные методы определения стойкости шва и околошовной зоны против образования трещин, успешно применяемые при оценке технологической свариваемости сталей, не дают положительных результатов при сварке алюминидневых сплавов, особенно сложнотехнологичных, упрочняемых термической обработкой. Помимо торчатых трещин подобные сплавы склонны и к закедливному разрушению — образованию холодных трещин как в шве, так и в околошовной зоне. Кроме того, под влиянием сварочных напряжений, либо напряжений от внешней нагрузки некоторые конструктивные алюминидневые сплавы склонны к коррозионному растрескиванию.

Как в отечественной, так и зарубежной практике [6, 7] преимущественное применение для сварных конструкций нашли термически неупрочняемые сплавы, главным образом алюминиднево-магниевого, либо термически упрочняемые сплавы систем $Al-Zn-Mg$, $Al-Cu-Mg$ (см. табл. 2).

В зависимости от температур сварных соединений (в соответствии с ГОСТ 14806-69 на форму, размеры шва и элементы разделки кромок деталей применительно к дуговым видам сварки в инертных защитных газах) изменяется доля участка добавочного металла в шве и химический состав металла сварочной ванны. В связи с этим на технологическую прочность металла шва и на его эксплуатационные свойства решающее влияние может оказывать состав элементарной (присадочной) проволоки (табл. 4).



Исходя из общих положений образования и развития кристаллизационных трещин в литом металле в зависимости от его химического состава [8] (рис. 4) выбор элементарной проволоки выполняется по допустимым концентрациям легирующих элементов и примесей, прежде всего кремния и железа, при которых тарантируются удельнообразительная технологическая прочность металла шва и его акцидационные свойства. Например, при сварке сплавов системы $Al-Zn-Mg$, исходя из условия удельнообразительной технологической прочности, отношение пинка к магнию ограничивается в пределах 0,7, а из условия удельнообразительной работоспособности — стойкости против коррозионного растрескивания под напряжением — суммарное содержание пинка и магния как в основном металле, так и метал-

ле шва ограничивается в пределах 6%.

Одной из основных причин кристаллизационных трещин в сварных швах алюминидневых сплавов с низким содержанием магния может быть алюминиднево-кремниевая эвтектика с $T_{ли} = 850$ К, образующаяся при низком уровне магния в сплавах свободного кремния [5].

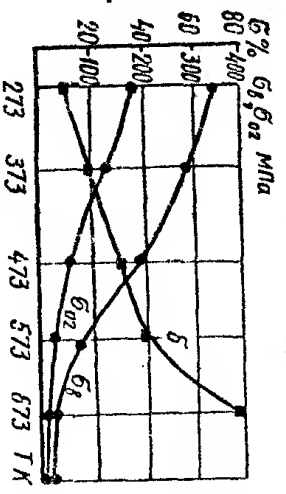
В качестве универсального способа связывания кремния в комлексионные соединения, например типа $Al-Fe-Si$, при литье и сварке подосонных алюминидневых сплавов должно выдерживаться отношение $\% Fe / \% Si > 1$.

В алюминидневых сплавах, содержащих свыше 5% магния, выделение свободного кремния мало вероятно, так как образуется интерметаллиды типа Mg_2Si .

Положительно влияние на технологическую прочность металла шва при сварке практически всех деформируемых алюминидневых сплавов оказывает модифицирующее элементы — цирконий и титан.

Значительные затруднения при сварке конструкций из алюминидневых сплавов возникают из-за таких технологических свойств алюминидневых сплавов, как высокие значения теплопроводности, удельной объемной теплоемкости, коэффициента термического расширения и эффекта скрытой теплоты плавления (40% от теплоемкости) при температуре плавления алюминидневых сплавов. Несмотря на относительно низкую температуру плавления алюминидневых сплавов при сварке этих материалов необходимы мощные, достаточно сосредоточенные источники тепла [2].

При толщине материала свыше (1,0...1,2 10^{-2}) м даже в условиях дуготой сварки необходима предварительная подготовка до (373...423) К. С повышением температуры нагрева свариваемых деталей проиходит резкое снижение прочностных свойств металла (рис. 5) [14], поэтому необходимо спешальные приспособления, обеспечивающие разрушение в осадочных нагревом участках под действием формоизменяющих свариваемых металлов.



При сварке тонколистовых конструкций из алюминидневых сплавов наиболее существенные затруднения возникают из-за потери устойчивости

категорией под влиянием временных сжимающих напряжений [9]. Как следствие этого, происходит коробление кромок, причем их с формирующей подкладкой, что в свою очередь может вызвать прокаты, углубление рабочего оечения шва, а значительные остаточные деформации из плоскости покажут форму конструкции в недопустимых пределах, что увеличивает трудоемкость их производства из-за необходимости последующей правки облучно термомеханическим способом.

Для снижения коробления в производстве нашел применение пределительный обратный выгиб свариваемых кромок и технологическая оснастка, обеспечивающая равномерное плотное поджатие кромок к формирующей подкладке.

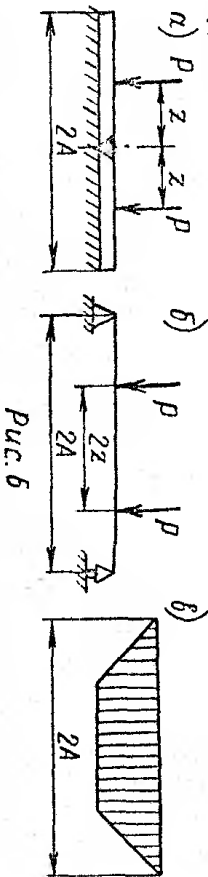


Рис. 6

На рис. 6 приведена схема, позволяющая расчетное определение необходимого для плотного прижима кромок к подкладке усилия P (а — расположение прижимов; б — схема, принятая для определения усилия прижима, необходимого для предотвращения потери устойчивости кромок в процессе сварки; в — эпюра моментов) [9]

$$P = \frac{3 \cdot G_T}{b(A-z)}, \quad (1)$$

где 3 — толщина металла; G_T — предел текучести алюминиевого сплава при температуре начала восстановления его упругих свойств ~ 573 К, например, для сплава AlMg при этой температуре $G_T = 80$ МПа; A — половина ширины сжатой области кромок в результате сварочного нагрева; z — расстояние от оси шва до прижима, обычно не менее $1,5 \cdot 10^{-2}$ м.

На работоспособность сварных конструкций из алюминиевых сплавов значительное влияние оказывает формирование "прогибав", или обратного выгиба, в котором, как правило, образуются такие опасные дефекты, как шлаковые включения, поры и трещины. Для устранения подобных технологических концентраторов напряжений применяются специальные разделки кромок, подкладки с глубокой фасонной канавкой и при аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом тонколистовых соединений, активные флюсы-пасты, наносимые на поверхность кромок с обратной стороны шва [13].

§ 3. Влияние технологических факторов различных способов сварки на структуру и свойства металла соединений алюминиевых сплавов

Наиболее существенное влияние на формирование шва, его состав и свойства, работоспособность и надежность сварных конструкций из алюминиевых сплавов оказывают: температурные режимы в основной металл, определяемое режимом и условиями сварки; состав сварочных материалов; минимальные температурные режимы, либо термомеханической обработки; технологическая оснастка, обеспечивающая необходимую точность конструкции, и характеристики сварочного оборудования, обеспечивающие стабильность процесса сварки.

Учитывая многолетний производственный опыт по сварке термически непрочных деформируемых алюминиевых сплавов низкой и средней прочностью, основанным прежде всего на влиянии технологических факторов на работоспособность сварных соединений из сплавов этой группы. При сварке применяем за основу расчетного определения параметров режима принимаются уравнение Рыкалина Н. Н. [26]

$$F_0 = \frac{1}{\Delta H} \eta_t \left(\frac{q}{v} \right), \quad (2)$$

где F_0 — площадь провара основного металла; ΔH — удельное объемное теплосодержание металла при его температуре плавления; η_t — термический и.п.д. сварочного источника тепла; q/v — полная энергия при данном режиме сварки.

На практике провара и ее форму (прежде всего на глубину провара) можно теплофизических свойств свариваемого материала и погонной энергии значительное влияние оказывает механическое воздействие источника нагрева. При дуговой выдеке сварки — это давление дуги, при плазменной сварке — силовое воздействие плазмобразующего газа, при электроно-лучевой — давление паровой фазы. В связи с этим уравнение (2) можно применять для расчета погонной энергии только после экстенсивных результатов измерений действительной площади провара F_0 , глубины H и ширины e провара при данной толщине материала и типе сварного соединения.

По номограмме Рыкалина Н. Н. [26] определяется для откорректированных значений $\frac{H}{e}$ термический коэффициент

$$\eta_t = f \left(\frac{q \cdot v}{a^2 \Delta H} ; \frac{H}{e} \right),$$

где a - коэффициент температуропроводности.

В табл. 5 приведены результаты экспериментально-расчетного определения термического к.п.д. сварочной дуги при автоматической наливке валиков на поверхность пластин из сплава АМГ6, технического типа ВТ-1 и низкоуглеродистой стали Ст3. Налывка производилась при определенных режимах: $I = 650$; $U = 40$ В; $v_{св} = 36$ м/ч. Отношение глубины провара к его ширине определялось по макрофотограммам.

Т а б л и ц а 5

Результаты экспериментально-расчетного определения термического коэффициента

Данные для расчета	Автоматический сплав АМГ6	Технический тип ВТ-1	Низкоуглеродистая сталь Ст3
ΔH , Дж/см ³ при	2600	7300	10400
$\frac{q}{v}$, Дж/см	20800	20800	20800
$\frac{H}{e} \eta_t \left(\frac{q \cdot v}{a^2 \Delta H} ; \frac{H}{e} \right)$	0,8	0,35	0,40
F_0 , см ²	0,17	0,33	0,29
	1,22	0,95	0,58

Скорость сварки рассчитывали по эмпирическому уравнению

$$v_{св} = \frac{\alpha_n \cdot I}{F_n \cdot \rho \cdot 3600} \quad (3)$$

где $v_{св}$ - скорость сварки, м/с 10^{-2} ; α_n - коэффициент наливки г/А ч; F_n - площадь наплавленного металла, см²; $\rho_{нм}$ - плотность наплавленного металла, г/см³.

Площадь наплавленного металла в зависимости от толщины свариваемого материала и формы разделки кромок ориентировочно можно определить по доступным размерам шва в соответствии с требованиями ГОСТа 14806-69 "Швы сварных соединений. Дуговая сварка алюминия и алюминиевых сплавов. Основные типы и конструктивные элементы".

При расчете скорости аргоно-дуговой сварки вольтфрамовой электродом на переменном токе коэффициент наливки можно принять равным

$\alpha_n = 2,4$ г/А ч, при аргоно-дуговой сварке плавящимся электродом на постоянном токе обратной полярности - $\alpha_n = 12$ г/А ч; при импульсной аргоно-дуговой сварке плавящимся электродом - $\alpha_n = 10$ г/А ч.

В условиях плазменной сварки на постоянном токе обратной полярности соединения из алюминиевых сплавов толщиной от 2 до 12 мм осуществляется удовлетворительное формирование шва без разделки кромок за один проход. За счет более конденсированного ввода тепла при этом способе сварки уменьшается ширина провара по сравнению с аргоно-дуговой сваркой вольтфрамовой электродом на переменном токе. По результатам измерений основных параметров швов устанавливалось значение $\frac{H}{e}$ и после преобразования уравнения (3) была получена зависимость для расчета силы тока при плазменной сварке на постоянном токе обратной полярности [13]

$$I = 0,18 v_{св} \cdot f \cdot e,$$

где f - толщина металла (2...12) мм; $v_{св}$ - скорость сварки, м/ч; e - ширина провара, мм.

Напряжение на дуге при этих условиях плазменной сварки изменяется в относительно малых пределах - (32...36) В. Скорость сварки определяется по уравнению (3). Рекомендуется режимы механизированных способов сварки плавлением вольтфрамовой электродом на переменном токе однофазной и трехфазной аргонодуговой сварки, импульсной аргонодуговой сварки и аргонодуговой на постоянном токе обратной полярности плавящимся электродом по данным [2] приведены в табл. 6 - II, электронно-лучевой сварки в вакууме по данным [12] - в табл. 12.

Т а б л и ц а 6

Режимы механизированной аргонодуговой сварки вольтфрамовой электродом сплава АМГ6 (за один проход)

f , мм	I , А	U , В	$v_{св}$, м/ч	Расход аргона, л/мин
3	185	12	15	25
10	580	16	10,5	25
14	680	18	50	30

Режимы аргонодуговой сварки алюминиевых сплавов трехфазной дугой

s, мм	Способ сварки	Диаметр, мм		U _{св} , м/ч	I, А
		вольфрамового электрода	присадочной проволоки		
2	Ручная на весу	1,5...2,0	2...3	10	60
6	"	3,0	3,0	8	150
10	Механизированная без раздельной кромок на подкладке	8	2	28	390...430
14		10	2	14	500...540
20		10	2,5	7,8	520...550
30		10	2,5	5	620...650

Режимы релиево-дуговой сварки погруженным вольфрамовым электродом сплава АМг6 при U = II В и расходе газа 22 л/мин

s, мм	I, А	U _{св} , м/ч	Величина погружения электрода ниже поверхности основного металла, мм
10	350...400	10	2,0...4,5
18	470...500	7	3,0...4,0

Режимы автоматической аргонодуговой сварки алюминиевых сплавов плавящимся электродом

Тип соединения	s, мм	d _{эл} , мм	I, А	U, В	U _{св} , м/ч	Расход аргона, л/мин	Число проходов
Вотки, без раздельной кромок	4...6	1,5...2,0	140...220	19...22	25...30	6...10	2
	8...10	1,5...2,0	220...300	20...25	15...25	8...10	2
Вотки, с V-образной раздельной кромок, на подкладке	12	2,0	300	20...25	15...20	8...10	2
	6...8	1,5...2,0	240...280	22...25	15...25	8...10	1
Вотки, с X-образной раздельной кромок	12...16	2,0...2,5	280...300	24...26	12...15	12...20	2...4
	20...25	2,5...4,0	360...520	26...30	10...20	28...30	2...4
Тавровое	30...40	2,5...4,0	420...540	27...30	10...20	28...30	3...5
	50...60	2,5...4,0	460...540	28...32	10...20	28...30	5...8
Тавровое	4...6	1,5...2,0	200...260	18...22	20...30	6...10	1
	8...12	2,0	270...300	24...26	20...25	8...12	1...2

Режимы автоматической импульсно-дуговой сварки алюминиевых сплавов плавящимся электродом в аргоне

s, мм	d _{эл} , мм	Частота импульсов, Г/с	I, А	U, В	U _{св} , м/ч	Расход аргона, л/мин	Число проходов
4	1,4...1,6	50	130...150	17...19	20...25	10...12	1
5	1,4...1,6	50	140...170	17...19	20...25	10...13	1
6	1,4...1,6	100	160...180	18...21	20...25	12...14	1
8	2,0	100	160...190	22...24	25...30	12...14	2
10	2,0	100	220...280	24...26	25...30	14...16	2

Режимы автоматической сварки алюминевых сплавов по флюсу расплавленными электродами

Диаметр проволки, мм	Расстояние между осями проволок, мм	Судлар-ные свароч-ные ток, А	U _г , В	U _{св} , м/ч	Слой флюса, мм	
					высо-та	шири-на
12	7...9	320...340	34...36	17...18	30	11
16	8...10	400...450	38...40	15...16	42	12
20	9...12	460...500	38...40	12...14	46	16

Т а б л и ц а I2

Режимы электронно-лучевой сварки алюминиевых сплавов I2

Марка сплава	s, мм	I, мА	U _г , кВ	U _{св} , м/ч
	2	60	16	90
	5	85	20	70
	10	120	22	72
	30	210	30	35
	100	350	60	15
	300	800	100	15
	2	60	15	90
АМг6Н				
	14	160	27	50
	30	350	30	70
	13	55	13	55
О1420				
	20	130	20	55
	27	120	27	45
Ал30				
	16	200	28	60

Для защиты металла ванны при сварке алюминиевых сплавов приме- няется аргон высшего сорта, либо гелий высокой чистоты (табл. I3). В зависимости от условий аргонодуговой, либо гелиево-дуговой

сварки неплавящимся электродом для обеспечения удовлетворительной стабильности процесса и исключенны вольфрамовых включений в шве при- меняются вольфрамовые электроды по ГОСТ 23949-80 (табл. I4).

Т а б л и ц а I3

Инертные газы, применяемые для сварки алюминиевых, титановых и титологивных высококачественных металлов

Газ	Номер ГОСТа	Сорт	Содержание чистого газа, %
Аргон	10157-73	Высший	99,99
		Первый	99,98
		Второй	99,95
Гелий	20461-75	Высокой чистоты	99,985
		Технический	99,8

Т а б л и ц а I4

Марки вольфрамовых электродов

Марка	Содержание примесей, % по массе	Маркировка горюев электродов	Размер электродов, мм	
			диаметр	длина
ЭВЛ	1,1...1,4	Черный	1,0...4,0	75, 150
ЭВЛ-1	1,5...2,3	Синий	5,0...10,0	200, 300
ЭВЛ-2	2,0...3,0	Фиолетовый	2,0...4,0	75, 150
ЭВЛ-3	2,5...3,0	Зеленый	5,0...10,0	200, 300

Перед сваркой присадочная проволока подвергается химической об- работке, для повышения плотности окисной пленки и уменьшения площади ее поверхности с целью снижения склонности сварных швов к порообразо- ванию рекомендуются [I] электролитовка присадочной проволоки.

Выбор сварочной проволоки для примененного способа сварки алюми- ниевого сплава определяется двумя основными показателями: во-первых, необходимостью обеспечения удовлетворительной физической сплюснутости металла шва и прежде всего отсутствием в нем таких дефектов, как

трещины и поры, во-вторых, требовались к эксплуатационным свойствам сварного соединения, которые должны быть сопоставимы со свойствами свариваемого сплава (прочностные и пластические свойства, коррозионная стойкость).

В табл. 15 приведены марки сварочных проволок ГОСТ 7871-75, химический состав которых установлен на основе результатов экспериментальных исследований технологической свариваемости как термически неупрочняемых, так и упрочняемых алюминиевых сплавов (главным образом для аргоноплавовой и вакуумной сварки по слою флюса).

Т а б л и ц а 15
Марки сварочных проволок

Марка свариваемого сплава	Марка проволоки			
	Удовлетворительная стойкость против образования трещин	Высокое значение прочности	Удовлетворительное значение относительного удлинения	Удовлетворительная коррозионная стойкость
АМгЗ	СВАМг6	СВАМг6	СВАМгЗ	СВАМгЗ
АМг5	СВАМг6	СВАМг6	СВАМг5	СВ1557
АМг6	СВАМг6З	СВАМг6	СВАМг6З	СВ1557
1915	СВАМг6З	СВАМг6	СВАМг5	СВ1557
1201	СВ1203	СВ1201	СВ1203	СВ1203

По данным работы [5] приведены в табл. 15 марки сварочных проволок рекомендуются для сварных соединений из алюминиевых сплавов низкой и средней прочности. Однако в зависимости от толщины свариваемого материала, формы разделки кромок и типа соединения доля участвующих наплавленного металла в шве может изменяться в широких пределах [5]. В связи с этим особенно для термически упрочняемых сплавов систем $Al-Zn-Mg$ и $Al-Cu-Mg$, обладающих более высокой склонностью к образованию кристаллизационных трещин в шве, тем более необходимо расчетное обоснование выбора сварочной проволоки, обеспечивающей оптимальный химический состав металла шва в соответствии с условиями эксплуатации конструкции:

$$[Me]_{\text{шв}} = K_y (\gamma [Me]_{\text{ос}} + (1 + \gamma) [Me]_{\text{сп}}), \quad (4)$$

где $[Me]_{\text{шв}}$ — допустимое исходно из технологической свариваемости содержание данного элемента в шве, %; $[Me]_{\text{ос}}$, $[Me]_{\text{сп}}$ — содержание данного элемента соответственно в основном металле и электроде; проволочке, %; γ — доля участка основного металла в шве; K_y — коэффициент усвоения элемента металлом сварочной ванны. При сварке алюминиевых сплавов с эффективной аргоновой либо флюсовой защитой K_y малая, широким, титана и динка изменяется в относительно узких пределах [1] от 0,92 — 0,96, при расчетах K_y этих элементов можно принимать равным 0,94. Для всех остальных легируемых элементов и присмесей $K_y = 1$. Решая уравнение (4) относительно $[Me]_{\text{сп}}$, получим

$$[Me]_{\text{сп}} = \frac{[Me]_{\text{шв}}}{(1 - \gamma) K_y}.$$

В табл. 16 [5] приведены средние значения доли участка основного металла в шве.

Значительное влияние на работоспособность сварных конструкций оказывает технологическая осадка. Применительно к соединениям из алюминиевых сплавов технологическая осадка должна обеспечивать точное перемещение сварочного источника тепла по оси разделки, достаточные усилия поджатия, отграничивание корродированной зоны в результате потери устойчивости кромок под влиянием временных сил — малых напряжений (борьбу (1)). При сварке продольных швов тонколистовых обечеек необходима достаточная жесткость опорных балок для того, чтобы исключить против обечеек зоны допустимого уровня ($f \leq 0,1$ см) метр длины).

Тип соединения	Толщина металла, мм	Доля участка основного металла в шве	
		Табл. 16	Табл. 16
Угловое	2	0,5	0,5
	8	0,7	0,7
	18	0,8	0,8
V-образная разделка	30	0,9	0,9
	9	0,5	0,5
	30	0,4	0,3
Рамкообразная разделка	60	0,3	0,2
	40	0,3	0,2
	60	0,7	0,6
X-образная разделка	40	0,7	0,6
	60	0,6	0,5
	80	0,5	0,5
Угловое	2	0,5	0,5
	8	0,6	0,6
	20	0,7	0,7

По данным работы [14] на рис. 7, а приведена зависимость предела

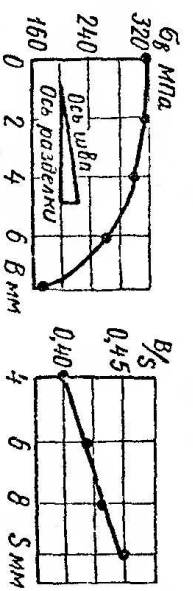


Рис. 7

прочности от абсолютной величины смещения B электродов относительно оси стыка при трехфазной аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом из сплава AlMg6. На основании обобщения

этих результатов на рис. 7, 6 показано допустимое относительное смещение электродов $B/s = 0,4 - 0,45$ применительно к исследованным условиям сварки сплава AlMg6. Очевидно, при более концентрированных источниках тепла, например при плазменной сварке на постоянном токе обратной полярности, допустимое относительное смещение дуги ограничивается более жесткими пределами (0,15 - 0,20) в зависимости от толщины свариваемого алюминиевого сплава, что еще более повышает требования к технологической оснастке.

При сварке продольных швов тонколистовых обечаек из-за ограничения допустимого прогиба опорных балок ($f \leq 0,1 \text{ см}$) приходится ограничивать длину обечаек, что нерацionalmente, так как приводит к увеличению количества кольцевых швов, например, при сварке стыков трубопровода из алюминиевого сплава.

Расчет длины опорной балки по допустимой стрелке прогиба производится [8] по формуле

$$l = \sqrt{\frac{384 E I f}{5 P}}$$

где l - расчетная длина опорной балки; E - модуль упругости материала балки; I - момент инерции поперечного сечения балки; f - допустимая стрелка прогиба балки (0,1 см); P - распределенная нагрузка на балку.

С целью уменьшения числа стыков, например при сварке трубопроводов, приходится выполнять продольный шов по "полунахлестке".

В качестве примера на рис. 8 приведена схема приспособления для аргонодуговой сварки вольфрамовым электродом продольного шва тонкостенных труб из алюминиевых сплавов 15. Элементы 1 - подкладная; 2 - штуп; 3 - упор; 4 - прижим; 5 - штанг; 6 - подкладная балка.

Способ повышения прочностных свойств металла сварных соединений из алюминиевых сплавов за счет термомеханической обработки наиболее перспективен для алюминиевых сплавов, легированных переходными элементами [4], обеспечивающими структурное упрочнение сплава (Zr, Ti ,

Mn).

Табл. 17 и рис. 9 иллюстрируют влияние сжимающих напряжений на предел прочности металла тонколистовых соединений из сплава AlMg6H, выполненных аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом в приспособлении, обеспечивающем создание сжимающих напряжений в свариваемых кройках за счет винтовых поджимов.

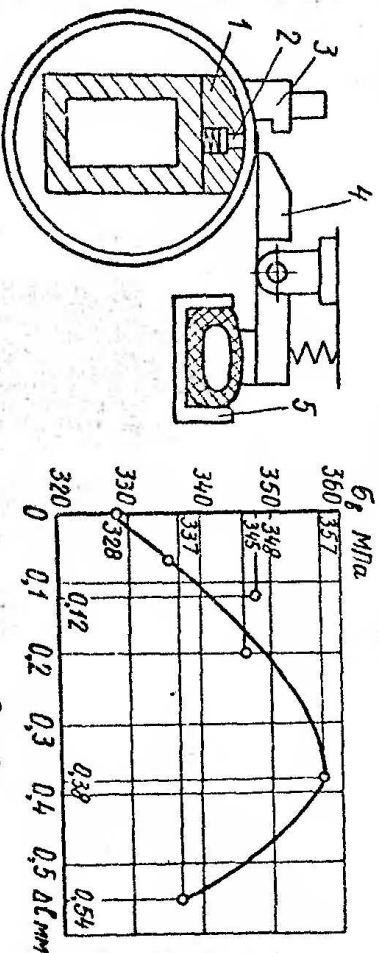


Рис. 9

Угмакшие напряжения σ_n рассчитывались по величине абсолютного укорочения кромок Δl :

$$\sigma_n = \frac{\Delta l \cdot E}{l}$$

где E - модуль упругости сплава AlMg6 - 72000 МПа; l - длина свариваемой пластины (150 мм).

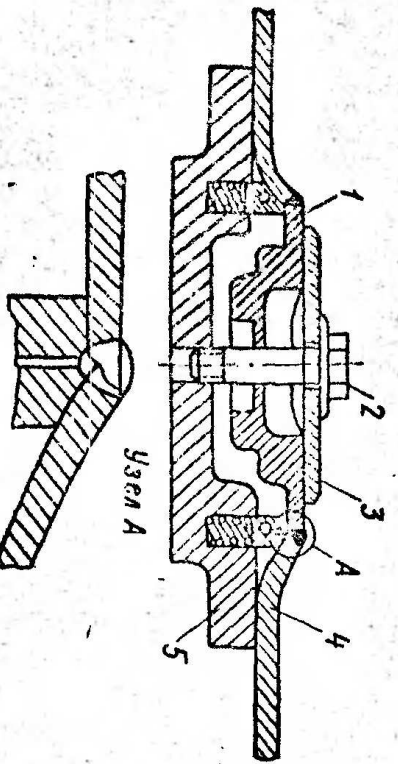


Рис. 10

На рис. 10 приведена схема приспособления для создания сжимающих напряжений в металле кромок при сварке фланца круговым швом в кордуто-сосуда из алюминиевого сплава.

Более сложные технологические приемы необходимы для получения заданного комплекса свойств металла сварных соединений из термически разупрочняемых алюминидневых сплавов (см. табл. 1, 2).

При сварке плавлением сложноплегированных деформируемых термически упрочняемых сплавов наиболее перспективны алюминидневые сплавы системы $Al-Zn-Mg$. Их преимуществом, по сравнению со сплавами, упрочняемыми за счет фаз $\theta (Al_2Cu_2)$, является возможность восстановления для высоких прочностных свойств металла зоны термического влияния только за счет низкотемпературного старения [2].

Т а б л и ц а 17

Состояние пластины	Δl , мм	σ_n , МПа	σ_e , МПа
Свободное * без обжатия	-1	0	319...327 320
Без обжатия **	0	0	319...327 320
С обжатием **	0,12	4,85	319...340 330
То же	0,20	9,70	320...340 329
То же	0,38	18,0	330...350 340
То же	0,55	27,0	318...330 320

* - сварка встык, зазор 1 мм;
** - наплавлена на пластину.

Наиболее распространены способом повышения работоспособности

Т а б л и ц а 18

Элементы подготовки кромок термически разупрочняемых алюминидневых сплавов при сварке

4, мм	Размеры подготовки кромок с учетом разупрочнения металла в ЗТВ, мм	
	длина, l	толщина, δ
3	35	3,6
3...6	40	3,6...7,2
6...8	45	7,2...9,4
8...12	70	9,4...14

сварных соединений из термически разупрочняемых алюминидневых сплавов является предварительная подготовка свариваемого металла, предусматривающая местное утолщение, размеры которого определяются глубиной охваченной мягкой прослойки (область нагрева металла от T_n до ~ 593 К) и степени разупрочнения металла, в первом приближении, определяемую по коэффициенту конструктивной прочности (см. табл. 2).

В табл. 18 приведены размеры утолщения деталей из алюминидневых сплавов, коэффициент конструктивной прочности которых $K < 0,75$.

Глава 2. ТЕХНОЛОГИЯ СВАРКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

§ 4. Характеристики титановых сплавов, применяемых для сварных конструкций

Основным преимуществом титановых сплавов по сравнению с конструктивными сталями является высокая удельная прочность в сочетании с углеводородостойкой коррозионной стойкостью во многих агрессивных средах.

Из большого числа промышленных титановых сплавов для сварных конструкций применяются только те, фазовый состав и физико-химические свойства которых изменяются в результате воздействия термодиффузионного сварочного цикла в допустимых пределах, гарантируемых машиностроительными стандартами, либо после термической обработки удовлетворительно работоспособность конструкции в условиях ее эксплуатации.

Механические свойства титановых сплавов изменяются в широких пределах в зависимости от уровня легирования и содержания в сплаве примесей внедрения.

Термодиффузионные свойства титановых сплавов титановым образом определяются свойствами (табл. 19) и степенью очистки от примесей внедрения исходной титановой губки.

Титан имеет две аллотропические модификации: низкотемпературную α -фазу с гексагональной плотно упакованной кристаллической решеткой ($a = 2,95$ А, $c = 4,73$ А) и высокотемпературную β -фазу, существующую при температурах выше 1155 К и имеющую объемно-центрированную кубическую решетку ($a = 3,82$ А) [5].

На температуру поллюричного превращения и фазовый состав титановых сплавов оказывают влияние как легирующие элементы, так и примеси внедрения. В зависимости от характера этого влияния наиболее распространены следующие элементы и примеси в титановых сплавах

Металл	Титан	Железо
Атомный номер	22	26
Атомный вес	47	55,8
Коэффициент термического расширения α	8	12
Плотность ρ	$4,5 \cdot 10^3$	$7,87 \cdot 10^3$
	г/см ³	
Температура плавления T_m, K	1938	1812
Объемная теплоемкость c_p		
	м Дж/м ³ К	5,0
	кал/см ³ °C	1,25
Теплопроводность λ		
	Вт/м К	16,7
	кал/см с °C	0,035
Коэффициент температуропроводности α		
	м ² /°C	$5 \cdot 10^{-6}$
	см ² /°C	0,03
Скрытая теплота плавления Q		
	кДж/моль	15,0
	кал/г	78,0
		15,4
		66,5

Примечание. Переводные коэффициенты единиц системы МКСС в систему СИ: 1 кал/см с °C = 418,7 Вт/м град; 1 Дж/кг моль град = 0,24/м 1000 кал/г град.

можно подразделить на три группы. К первой группе относятся цирконий, олово и гермий, практически не изменяющие температуру полиморфного превращения, вводимые в промышленные сплавы для упрочнения твердого раствора α -фазы титана. Ко второй группе относятся алюминий, кислород, азот и углерод, повышающие температуру полиморфного превращения,

как активные стабилизаторы α -фазы титана. К третьей группе относятся: железо, хром, марганец, молибден, ванадий, ниобий и тантал, стабилизирующие β -фазу титана.

С повышением концентрации β -стабилизующих элементов повышается температура полиморфного превращения сплава, и при некоторой критической концентрации элемента β -фаза титана сохраняется до обычных температур.

В зависимости от фазового состава все титановые сплавы принято [21] подразделять на α , псевдо- α -сплавы, $\alpha+\beta$ -сплавы, псевдо- β -сплавы и стабильные β -титановые сплавы. Представление о величине элементов на фазовые превращения в титановых сплавах дают бинарные диаграммы состояния, за основу классификации которых принимаются характер линии ликвидуса и изменение температуры полиморфного превращения β -фазы с изменением концентрации данного элемента в двойной системе. В соответствии с этой классификацией все бинарные диаграммы подразделяются на три группы (рис. 11 - 13).

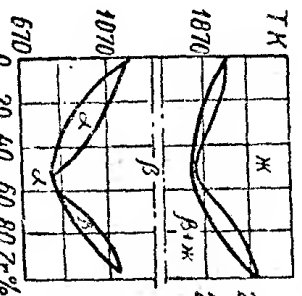


Рис. 11

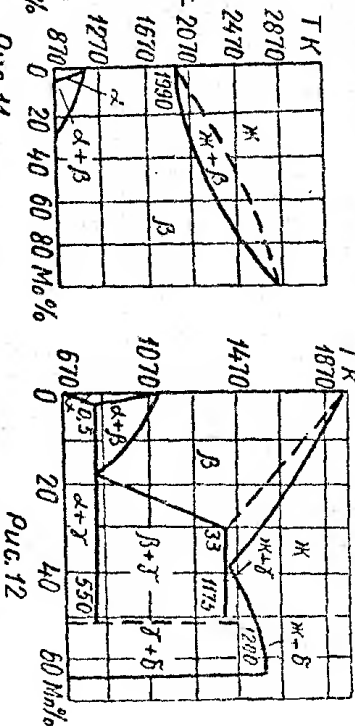
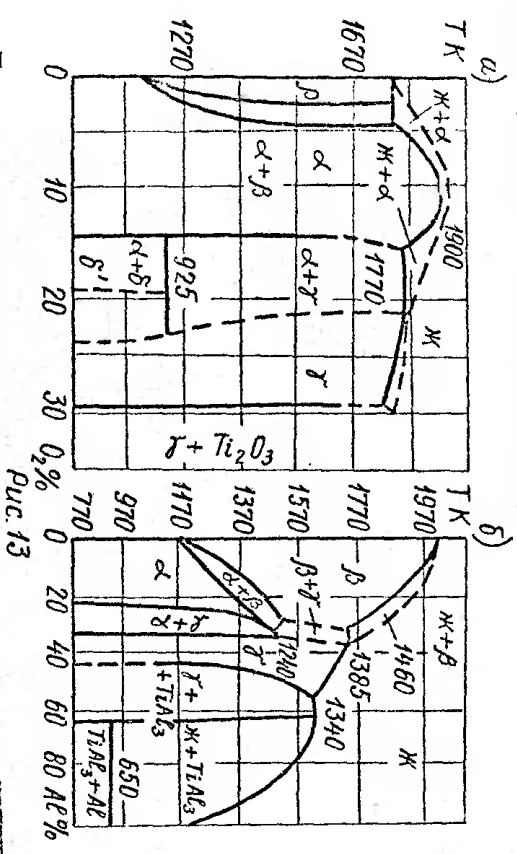


Рис. 12

К первой группе относятся бинарные диаграммы состояния титана с элементами, образующими непрерывный ряд твердых растворов с высокой температурой β -фазы титана ($Ti-Zr$, рис. 11, а, $Ti-V$, $Ti-Mo$, рис. 11, б).

Ко второй группе принадлежат диаграммы состояния титана с элементами, образующими эвтектические системы с химическими соединениями. Полиморфное превращение в этих сплавах имеет эвтектический либо перитектический характер (рис. 12).

Третья группа включает диаграммы состояния титана с элементами: перлитиком, перлитиком. Полиморфное превращение в этих сплавах происходит при повышенной температуре с увеличением концентрации второго компонента (диаграммы состояния титана с кислородом и азотом рис. 13, а), либо по перитектической реакции (диаграммы состояния



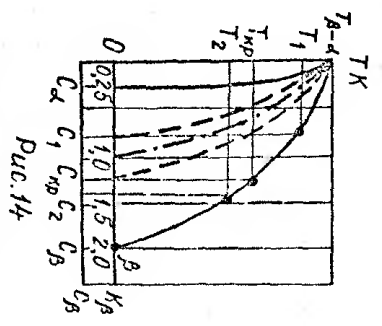
При неравновесных условиях нагрева и охлаждения, например в процессе деформационного оварочного цикла, превращение β -фазы титана имеет бездиффузионный характер, что обуславливает образование низколегированных титановых сплавов марганецных α' - и α'' -фаз, а в более легированных β -стабилизировавшими элементами ($\alpha + \beta$) титановых сплавах возможно также образование хрупкой метастабильной ω -фазы.

Учитывая решающее влияние на кинетику анизотермического превращения β -фазы титана содержания в сплаве β -стабилизировавших элементов, можно принять в качестве характеристики свариваемых промышленных титановых сплавов условный коэффициент стабильности β -фазы (отношение концентрации β -стабилизировавших элементов в данном сплаве к их критическим концентрациям, обеспечивающим стабильность β -фазы титана при любых условиях охлаждения [21]). В промышленных титановых сплавах применяются следующие критические концентрации, % (масс.): для Fe - 4, Mg - 6,5, Cr - 7, Mo - 10 и W - 16 [21].

По характеру изменения фазового состава с изменением температуры закалки сплавы группируются следующим образом (рис. 14) [21].
 I группа сплавов с концентрацией β -стабилизировавших элементов от 0 до C_β характерна полным распадом β -фазы при любых скоростях охлаждения, начиная с температуры выше температуры полиморфного превращения.

II группа - сплавы с концентрацией β -стабилизировавших элементов от C_β до C_1 . При закалке из β -области эти сплавы имеют структуру $\alpha'(\alpha'')$; после резкого охлаждения в интервале температур от T_1 до T_2 они имеют структуру $\beta + \omega$, а после закалки от температуры $T_{кр}$ и β , а после закалки от температуры $T_{кр}$ структура $\alpha + \beta$.

III группа - сплавы с концентрацией легированных элементов от C до $C_{кр}$; при закалке из β -области они имеют структуру $\alpha'(\alpha'')$ и β ; после закалки, начиная с температуры от полиморфного превращения до $T_{кр}$ - структуру $\alpha'(\alpha'')$, α и β , от температур ниже $T_{кр}$ - $\alpha + \beta$ структуру.



IV группа - сплавы с концентрацией β -стабилизировавших элементов от $C_{кр}$ до C_2 , при закалке от температур β -области или от температур полиморфного превращения до T_2 они имеют структуру $\beta + \omega$, после резкого охлаждения от температур ниже T_2 имеют структуру $\beta + \alpha'$.
 V группа - сплавы, содержащие от C_2 до C_β -стабилизировавших элементов, после резкого охлаждения от температур выше полиморфного превращения имеют структуру β , а от температур ниже температуры полиморфного превращения - $\beta + \alpha$ структуру.

VI группа - сплавы титана с концентрацией β -стабилизировавших элементов C_β и более высокой. При использовании обычной диаграммы (рис. 14) для характеристики фазового состава промышленных титановых сплавов условный коэффициент стабильности β -фазы K_β рассчитывается по формуле

$$K_\beta = C / C_{кр}$$

где C - содержание β -стабилизировавшего элемента в сплаве, % (по массе); $C_{кр}$ - содержание β -стабилизировавшего элемента в двойном сплаве (T_2 - стабилизирующий элемент) критического состава, % (по массе).

Условный коэффициент стабильности β -фазы у сплавов, содержащих несколько легированных элементов, стабилизирующих β -фазу титана, подсчитывается как сумма K_β каждого отдельного элемента [17]:

$$K = \frac{C_1}{C_{кр1}} + \frac{C_2}{C_{кр2}} + \dots + \frac{C_n}{C_{крn}}$$

Например, для титанового сплава BT22, содержащего 5% Al, 5% Mo,

5% V, 1% Fe, 1% Cr, условный коэффициент стабильности β -фазы составляет

$$K = \frac{C_{Mo}}{C_{CrMo}} + \frac{C_V}{C_{CrV}} + \frac{C_{Fe}}{C_{CrFe}} + \frac{C_{Cr}}{C_{CrCr}} = \frac{5}{10} + \frac{5}{10} + \frac{1}{4} + \frac{1}{7} = 1.20.$$

Принимая в качестве основного критерия условный коэффициент стабильности β -фазы, промышленные титановые сплавы можно подразделить на пять групп (табл. 20):

- I - α и псевдо α -сплавы (K_β не более 0,25);
- II - сплавы марганецистого типа (K_β 0,3...0,9);
- III - сплавы переходного типа (K_β 1,0...1,4);
- IV - сплавы с метастабильной β -фазой (K_β 1,6...2,0);
- V - сплавы со стабильной β -фазой (K_β 2,0...3,0).

На прочность и пластические свойства титановых сплавов данного уровня легирования оказывал влияние стабильность фазового состава, содержание примесей внедрения и прежде всего кислорода, азота и углерода, а также - эффект пластической обработки после прокатки,ковки и штамповки.

Низколегированные α и псевдо- α -сплавы упрочняются главным образом за счет введения в α -твердый раствор алюминия до 6,5% и β -стабилизующих элементов в пределах их растворимости в низкотемпературной фазе, титана.

Влияние примесей внедрения на прочностные свойства этой группы титановых сплавов, в первом приближении, можно оценить по изменению твердости в зависимости от эквивалентного кислорода [27]:

$$HV = A + 310\sqrt{O_2};$$

$$O_2 = [O] + 2[N] + \frac{2}{3}[C],$$

где HV - твердость по Бринеллю; A - твердость α -фазы титана (приблизительно к техническому титану $A = 40$, для сплава ТТ-3В $A = 150$); O_2 - эквивалентный кислород, % по массе; [O], [N], [C] - соответственно концентрации кислорода, азота, углерода в титановом сплаве, % по массе. Более легированные $\alpha + \beta$ -титановые сплавы могут упрочняться за счет термической обработки - закалки и старения.

Т а б л и ц а 20
Классификация промышленных титановых сплавов по условному коэффициенту стабильности β -фазы [17]

Группа сплавов	Марка сплава	Условный коэффициент K_β	Химический состав, %
α - и псевдо α -сплавы ($K_\beta \leq 0,25$)	ВТ1-00	Менее 0,2	Нелегированный титан Нелегированный титан 5Al 5Al + 2,5Sn 2Al + 2,5Sn 0,5Pd 0,8Al + 0,8Mn 1,5Al + 1,0Mn 3,5Al + 1,5Mn 5Al + 1,5Mn 6Al + 1,5Mn 4,5Al + 2V 2,7Zr + 1Mo 3Al + 1,5(Fe, Cr, V, B) 4Al + 1,5(Fe, Cr, V, B) 6Al + 2Zr + 1Mo + 1V 5Al + 2Zr + 3Sn + 2V 2Al + 4V 6Al + 4,5V 6Al + 2,5Mo + 2Cr + 0,3Si 6Al + 3,3Mo + 0,3Si 6,5Al + 3,3Mo + 1,5Zr 4,5Al + 3Mo + 1V 2,5Al + 5Mo + 5V 5Al + 5V + 2Mo + 0,7(Fe, 0,7Cu) 5Al + 5Mo + 5V + 1Fe + 1Cr 11Mo + 6Sn + 4Zr 3Al + 7Mo + 11Cr 3Al + 5Mo + 6V + 11Cr 2Al + 8,5Mo + 8,5V + 12Fe + 12Cr 33Mo
	ВТ1-0		
	ВТ-5		
	ВТ5-1		
	ПТ-7М		
	4200		
	ОТМ-0		
	ОТМ-1		
	ОТ4		
	ВТ4		
	ОТМ-2		
	ПТ3В		
	АТ2		
	АТ3		
	АТ4		
ВТ20			
Т05			
Сплавы марганецистого типа ($K_\beta = 0,3-0,9$)	ВТ6С	0,25	2Al + 4V 6Al + 4,5V 6Al + 2,5Mo + 2Cr + 0,3Si 6Al + 3,3Mo + 0,3Si 6,5Al + 3,3Mo + 1,5Zr 4,5Al + 3Mo + 1V 2,5Al + 5Mo + 5V 5Al + 5V + 2Mo + 0,7(Fe, 0,7Cu) 5Al + 5Mo + 5V + 1Fe + 1Cr 11Mo + 6Sn + 4Zr 3Al + 7Mo + 11Cr 3Al + 5Mo + 6V + 11Cr 2Al + 8,5Mo + 8,5V + 12Fe + 12Cr 33Mo
	ВТ6	0,31	
	ВТ3-1	0,30	
	ВТ8	0,35	
	ВТ9	0,35	
Сплавы переходного типа ($K_\beta = 1-1,4$)	ВТ14	0,37	2Al + 4V 6Al + 4,5V 6Al + 2,5Mo + 2Cr + 0,3Si 6Al + 3,3Mo + 0,3Si 6,5Al + 3,3Mo + 1,5Zr 4,5Al + 3Mo + 1V 2,5Al + 5Mo + 5V 5Al + 5V + 2Mo + 0,7(Fe, 0,7Cu) 5Al + 5Mo + 5V + 1Fe + 1Cr 11Mo + 6Sn + 4Zr 3Al + 7Mo + 11Cr 3Al + 5Mo + 6V + 11Cr 2Al + 8,5Mo + 8,5V + 12Fe + 12Cr 33Mo
	ВТ16	0,80	
	ВТ23	0,80	
	ВТ22	1,20	
	ВТ30	1,15	
Псевдосплавы ($K_\beta = 1,6-2,5$)	ВТ15	2,25	2Al + 4V 6Al + 4,5V 6Al + 2,5Mo + 2Cr + 0,3Si 6Al + 3,3Mo + 0,3Si 6,5Al + 3,3Mo + 1,5Zr 4,5Al + 3Mo + 1V 2,5Al + 5Mo + 5V 5Al + 5V + 2Mo + 0,7(Fe, 0,7Cu) 5Al + 5Mo + 5V + 1Fe + 1Cr 11Mo + 6Sn + 4Zr 3Al + 7Mo + 11Cr 3Al + 5Mo + 6V + 11Cr 2Al + 8,5Mo + 8,5V + 12Fe + 12Cr 33Mo
	Т06	2,20	
	ВТ32	1,80	
β -сплавы ($K_\beta \approx 2,0-3,0$)	4201	3,0	33Mo

Выбор типа термообработки в основном определяется фазовым составом сплава. Так, α -сплавы используются как в нагретом состоянии (после прокатки иликовки), так и после отжига, который применяется для снятия напряжений или разупрочнения перед дальнейшей механической обработкой сплавов. $\alpha + \beta$ -сплавы могут быть использованы не только в охлажденном состоянии, но и после закалки с последующим старением. Стабильные α -сплавы упрочняющей термообработке не поддаются

и используются в нагретом или в охлажденном состоянии. Отлит эти сплавы производятся только для снятия напряжений.

Технические α -сплавы титана могут воспринимать частичную закалку. При быстром охлаждении происходит маргенингное превращение с образованием α' -фазы $\beta \rightarrow \alpha'$, меньшей характерной величины структуры. Параметры решетки α' -фазы незначительно отличаются от параметров решетки α -фазы, поэтому маргенинг в титановых сплавах не такой крупной, как в закалываемых сталях. Отлит α -сплав производится при (873...973) К. Для частичного снятия напряжений рекомендуется низкотемпературный отпуск при (573...673) К [21].

$\alpha + \beta$ -сплавы также частично воспринимают закалку, однако с повышенным содержанием β -стабилизаторов маргенингное превращение наблюдается в меньшей степени, при этом β -фаза частично сохраняется и сплавы имеют структуру $\alpha' + \beta$. Для стабилизации структурного состояния и снижения крупности эти сплавы подвергались отжигу при температуре (923...973) К. При этом они приобретают характерную структуру равновесной $\alpha + \beta$ -фазы. При содержании в $\alpha + \beta$ -сплавах до (4...7)% Cr, Fe, Mn и др. β -стабилизаторов элементов в процессе закалки происходит частичное образование крупной промежуточной α -фазы, вызывающей повышение твердости, что указывает на возможность старения даже в условиях быстрого охлаждения. Повышение твердости частично происходит также и за счет обогащения β -фазы легкими элементами, так как растворимость их в β -фазе выше, чем в α -фазе.

α -фаза образуется при температурах ниже 713 К как промежуточная фаза при распаде метастабильной β -фазы. При последующем старении с выдержкой при температурах ниже 713 К этот процесс развивается, происходит дальнейший распад β -фазы в дисперсную α -фазу путем образования и роста зародышей стабильной фазы. В сплавах с более высоким содержанием легирующих элементов при закалке β -фаза становится более устойчивой. Для упрочнения таких сплавов требуется дополнительное длительное старение [21].

При назначении режимов старения необходимо выбрать длительность выдержки, достаточную для полного исчезновения крупной α -фазы. В то же время выдержку необходимо ограничивать для того, чтобы не допустить образования интерметаллических соединений, которые могут вызывать образование трещин. Например, для сплава с 8% хрома выдержка должна быть не менее 10 и не более 100 ч [21].

Выбор титанового сплава для сварной конструкции определяется условиями ее эксплуатации и, прежде всего, величиной и характером на-

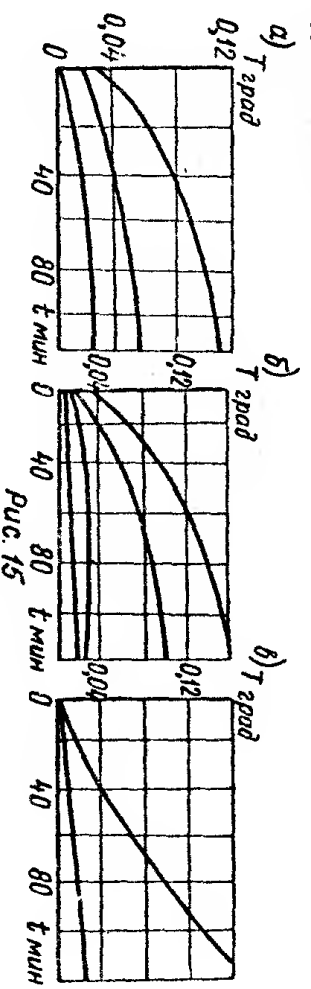
грузок. Например, в химическом машиностроении для трубопроводов и емкостей, подверженных в основном статическим нагрузкам, наиболее применимы сплавы α - и титановые сплавы.

Для тонкостенных сплавных узлов авиационных конструкций, подверженных усталостным и малопериодным нагрузкам, используются более прочные α - и титановые сплавы и двухфазные $\alpha + \beta$ -титановые сплавы маргенингного типа.

Для тяжело нагруженных крупногабаритных сплавных узлов и агрегатов [17], подверженных малопериодным нагрузкам, применяются двухфазные $\alpha + \beta$ титановые сплавы маргенингного, либо переходного типа.

§ 5. Взаимодействие титановых сплавов с активными газами при сварке плавлением

Титан имеет высокое сродство к кислороду, азоту, энергично взаимодействует с углеводородными соединениями и может активно поглощать водород из контактирующей с ним газовой фазы. Однако из-за плотной многослойной пленки, в состав которой входят окислы и нитриды титана, поверхность металла надежно защищена от воздействия жидких и газообразных агрессивных сред как при обычных, так и при повышенных температурах (примерно до 780...850 К) (рис. 15)х).



В условиях сварки плавлением с защитой титанового сплава инертными газами, либо бескислородными флюсами наиболее вероятными источниками водорода (рис. 15, в), кислорода (рис. 15, а) и азота (рис. 15, б) являются активные по этим газам примеси в сварочных материалах и воздух, попадающий в процессе подачи струи защитного газа либо за счет чуждого газа между частями флюса.

Таким образом, конечное содержание активных газов в металле шва

х) Мороз Л. С. Титан и его сплавы. - Л.: Сухпутитиз, 1960, - 516 с.

и участках основного металла, нагреваемых до температур выше 850 К, определяется эффективностью защиты от окружающего воздуха и перераспределением этих газов между металлом и контактирующими с ним газовой либо шлаковой фазами.

В соответствии с кинетической теорией процесс перераспределения газов между атмосферой над металлом и самим металлом можно подразделить на три стадии:

- 1) адсорбция-десорбция молекулярных или атомарных газовых частиц на поверхности металла;
- 2) проникновение атомарных частиц газа внутрь металла — абсорбция или окисление;
- 3) распределение газов в объеме металла в результате диффузионных процессов (твердое или жидкое состояние металла) или интенсивного перемешивания жидкого металла.

На первой стадии образуется адсорбированный мономолекулярный слой газа на поверхности металла [20]. В зависимости от физико-химических процессов между металлом и газовой частицей возможен различный механизм адсорбции и различные конечные концентрации газовых примесей в объеме металла. Сопоставляя механизм перераспределения активных газов, можно принять в качестве определяющего фактора образование химического соединения газа с металлом и его стойкость в температурном интервале взаимодействия газ-металл.

При образовании химического соединения в условиях относительно низких температур (значительно ниже температур плавления металла) равновесие между газовой фазой и металлом удельноувеличенно определяется уравнением Сиверса [20], что подтверждается, например, характером абсорбции водорода титаном (рис. 16):

$$[H] = K_0 \sqrt{P_{H_2}} e^{-\frac{Q}{2RT}}$$

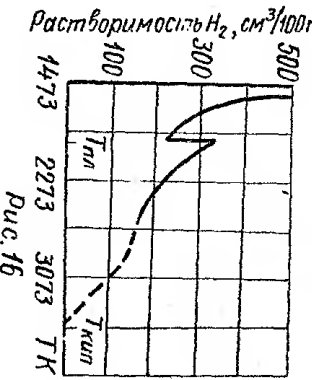


Рис. 16

где $[H]$ — равновесная концентрация водорода; Q — суммарная теплота растворения, отнесенная к молю водорода; R — газовая постоянная; T — температура; P_{H_2} — парциальное давление водорода в газовой фазе над металлом.

В тех случаях, когда химическое соединение образуется при температурах, близких к температуре плавления металла, поглощение газов не

подчиняется зависимости, приведенной выше. В качестве примера можно привести окислительные процессы в условиях сварки плавлением титана и его сплавов [23].

Такой же характер имеет зависимость поглощения азота в результате его перераспределения между газовой фазой и расплавленным металлом при аргонодуговой сварке титана и его сплавов, так как нитрид титана образуется при температурах, сопоставимых с температурой плавления титана [22]. Линейные зависимости поглощения кислорода и азота расплавленным титаном свидетельствуют о том, что на процесс перераспределения этих газов между атмосферой и металлом решающее влияние оказывают полвод молекулярных частиц кислорода и азота к сварочной ванне и процесс адсорбции на ее поверхности.

В самом общем виде количество адсорбированных газовых частиц на единице поверхности ванны будет определяться зависимостью

$$A = f(P_r, \omega, F_b, \bar{t}),$$

где A — количество адсорбированного кислорода или азота; P_r — парциальное давление кислорода или азота в газовой фазе; ω — скорость подвода газовых частиц к поверхности сварочной ванны ($г/с$); F_b — площадь активной поверхности сварочной ванны; \bar{t} — среднее время существования сварочной ванны ($с$).

Парциальное давление кислорода или азота в газовой фазе определяется их концентрациями, температурными условиями, упругостью паров титана и входящих в состав титанового сплава примесей.

В первом приближении можно принять, что температуры защитной атмосферы и металла сварочной ванны мало меняются при различных режимах дуговой сварки, поэтому парциальное давление и скорость подвода кислорода или азота к сварочной ванне будут главным образом определяться их концентрациями в атмосфере над металлом.

Адсорбирующая способность поверхности сварочной ванны зависит от ее площади и химического состава свариваемого титанового сплава. Время взаимодействия металла сварочной ванны с газовой фазой определяется режимом сварки и теплофизическими свойствами основного металла.

По данным работы [23] можно рассчитывать размеры сварочной ванны и время ее существования при аргонодуговой сварке тонколистовых соединений из титановых сплавов со стержневым проваром по следующим уравнениям:

$$v = 0,7 \frac{(I \cdot U)^3}{U_{сб}^2} \cdot 10^{-18};$$

$$F = 1,15 \sqrt{q_n} [0,6 \cdot 10^{-3} (I \cdot U) + 1 \cdot 10^{-9}];$$

$$\bar{v} = 0,28 \frac{(I \cdot U)^2}{U_{сб}} 10^{-7}, \quad (5)$$

где v, F, \bar{v} - соответственно объем (m^3), площадь (m^2) и среднее время существования сварочной ванны (s); I - сила сварочного тока, A ; U - напряжение на дуге, V ; q_n - погонная энергия, $Дж/см$; $U_{сб}$ - скорость сварки, $см/с$.

Концентрация кислорода и азота в металле шва за счет их перераспределения из газовой фазы при аргонодуговой сварке вольтфранковом электродом без подачи присадочной проволоки титановых сплавов можно определить по уравнению [23]

$$\Delta R_e = K_n \frac{F}{v} R_e \cdot \bar{v},$$

где ΔR_e - поглощенное сварочной ванной количество кислорода или азота, % (масс.); K_n - коэффициент перераспределения газовых частиц между металлом ванны и аргоновой защитной средой (% $см/г$ $с$); F/v - отношение площади поверхности сварочной ванны к ее объему, $1/см$, (рис. 17); R_e - парциальное давление кислорода или азота в газовой фазе, $г/см^2$; \bar{v} - среднее время существования сварочной ванны, $с$.

Окисление металла сварочной ванны происходит значительно активнее, чем ее азотирование. Так, при аргонодуговой сварке технического титана вольтфранковым электродом в камере $K_{nO_2} = 1,25 \cdot 10^{-3}$ % $см^3/г \cdot с$, $K_{nN} = 0,34 \cdot 10^{-3}$ % $см^3/г \cdot с$.

На конечное распределение газовых примесей в объеме металла шва оказывает влияние режим сварки. С увеличением погонной энергии (рис. 17) в большей степени окисляются окисленные F/v , чем время существования сварочной ванны, поэтому конечные концентрации кислорода и азота в металле шва также будут уменьшаться. Наиболее эффективным способом снижения загазованности металла является применение инертных газов.

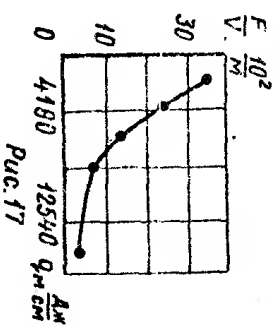


Рис. 17

новых сплавов инертных газов (см. табл. 13).

Перераспределение кислорода и азота из газовой фазы в твердый металл зоны термического влияния лимитируется второй стадией процесса (отводом продуктов реакции металла с газовой частью стальной проволочной ванны) из-за малых значений коэффициентов диффузии кислорода и азота в титановых сплавах. Однако в металле околошовной зоны, нагреваемой выше 1600 К, этот процесс развивается более активно, обуславливая значительное повышение концентрации кислорода и азота в прилегающих к поверхности слоев металла.

Водород является примесью внедрения, наиболее отрицательно влияющей на работоспособность сварных конструкций из титановых сплавов. Заметное поглощение водорода титаном и его сплавами начинается при температуре не менее 573 К. В связи с этим может происходить повышенное конденсирование водорода в металле практически в период всех видов обработки титановых сплавов, при которых имеет место нагрев металла в контакте с водородосодержащей средой вышеуказанной температуры (рис. 18). На рис. 18 показано содержание водорода в металле шва [Н] в зависимости от его концентрации в газовой среде H_2 [25]: 1) - расчетные данные по уравнению (6); 2) - экспериментальные результаты анализа; 3) - расчетные данные по уравнению (7). Однако на процесс поглощения водорода резкое повышение влияния оказывал окислительный пленки на поверхности металла либо повышенные концентрации кислорода в оаом титановом сплаве. Аналогичное тормозящее влияние оказывают дегазирующие элементы в титановых сплавах - алюминий, цирконий, ванадий.

С повышением содержания практически всех возможных примесей растворимость водорода в титановых сплавах понижается [17] (рис. 16). При взаимодействии титана с водородом в интервале температур (500...900) К происходит образование гидридов и повышение содержания водорода в твердом растворе α -титана. Выше 973 К гидрид титана термодинамически не устойчив и диссоциирует, поэтому весь водород может находиться только в твердом растворе в виде примеси внедрения либо в молекулярном состоянии - в микро- и макронесогласности.

При температурах выше 973 К процесс взаимодействия титана с водородом является обратимым. В зависимости от температуры металла и парциального давления водорода в газовой фазе возможен как абсорбция, так и десорбция водорода из титана (рис. 16). Однако равновесные концентрации водорода в металле в соответствии с изостерическим давлением достигаются при взаимодействии расплавленного либо нагретого до температур, близких к температуре плавления, твердого титана с газо-

ной фазой. При более низких температурах обезводородживание титана и его сплавов возможно только в условиях вакуумного нагрева.

Наиболее надежные количественные зависимости конечных концентраций водорода в металле шва от состава газовой фазы установлены при аргонодуговой сварке α - и β -сплавов α -титановых сплавов вольтфрамидом электродами без подложки и с подложкой присадочной проволокой [24].

Для условий аргонодуговой сварки без подложки присадочной проволокой достаточно близкие к экспериментальным результаты дает расчет концентрации водорода в металле шва по уравнению [24]

$$[H]_{\text{шв}} = 0,01 \sqrt{P_{H_2}}; \quad (6)$$

$$[H]_{\text{шв}} = [H]_0 + K [H]_{\text{ом}} / \sqrt{P_{H_2} / 0,25},$$

При сварке с аргоновой или гелиевой защитой титана вольтфрамидом электродами с подложкой присадочной проволокой учитываются доли участия основного и добавочного металла в шве:

$$[H]_{\text{шв}} = [H]_0 + K \left\{ [H]_{\text{ом}} + (1 - \gamma) [H]_{\text{дл}} \right\} \sqrt{P_{H_2} / 0,25}, \quad (7)$$

где $[H]$ м.ш. [H] о.м. [H] п.л. — концентрация водорода в металле шва, основном металле и присадочной проволоке соответственно, % (вес);

γ — доля участия основного металла в шве; P_{H_2} — парциальное давление водорода в газовой фазе, мм рт.ст.; H_0 и K — коэффициенты, значение которых зависит от толщины свариваемого металла (табл. 21).

Т а б л и ц а 21

Изменение коэффициентов H_0 и K в зависимости от толщины свариваемого металла

Толщина свариваемого металла, мм	H_0	K
0,2...2,0	0,0024	0,56
2,0...3,0	0,0020	0,50
3,0...6,0	0,0015	0,45
6,0...10,0	0,0007	0,35
10,0...30,0	0,0007	0,35

Такая образом, конечные концентрации водорода в металле шва и зоны термического влияния сварных соединений из титановых сплавов определяются составом основного и добавочного металла, эффективностью защиты при сварке от окружающего воздуха и парциального давления водорода в контактирующей с металлом газовой фазе (рис. 19), где I — подложный титан; 2 — титановый титан; 3 — сплав Ti-Al-Zr; 4 — сплав Ti-Al; 5 — сплав Ti-Al-V.

В соответствии с традиционной терминологией как в сварочной ванне, так и в зоне

не термического влияния, распределение водорода обуславливается термодиффузионными процессами, направленные которых определяются температурно-концентрационными градиентами водорода между контактирующими по межфазной поверхности жидким и твердым металлом. Схема квазистационарного температурного поля и направления диффузионных потоков водорода (I-4) представлены на рис. 20; q_1 - q_5 - металлы околошовной зоны; q_2 - металл шва; A — изотерма температуры плавления; B — изотерма температуры полиморфного превращения $\beta \gamma$ - $\alpha \gamma$; I — область основного металла, в которой повышается температура; II — область основного металла, в которой происходит понижение температуры; Δ_1 — прослойка жидкого металла ванны вблизи границы сплавления ($T = T_m$) Δ_2 — прослойка металла веретеной сегрегации водорода ($T = T_{\beta-\alpha}$).

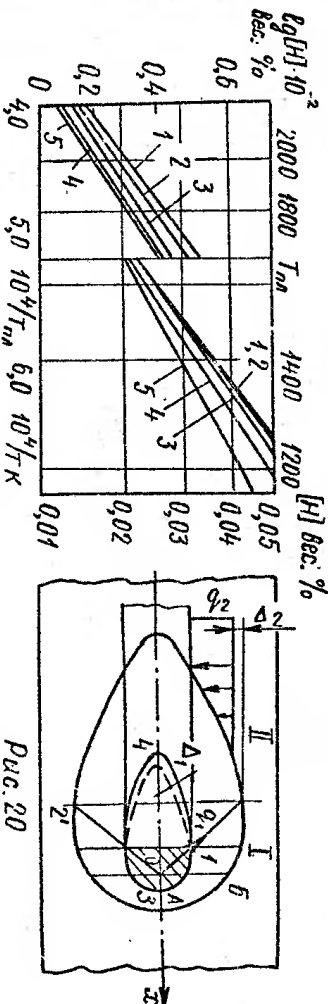


Рис. 19

В соответствии со схемой, приведенной на рис. 20, водород из той или иной части ванны перераспределяется к границе сплавления и в хвостовую часть ванны, создавая максимальную, при данном изостерическом давлении его в газовой фазе, концентрацию в прослойке Δ_1 вблизи границы сплавления.

В зависимости от содержания водорода и легируемых элементов в основном металле и металле сварочной ванны возможна массопереноса водорода из сварочной ванны в металл околошовной зоны q_1 , либо из околошовной зоны в металл шва.

Количество перераспределенного водорода при данных условиях термодиффузионной диффузии можно определить по уравнению [19]

$$\Delta m = A \frac{1}{\Delta x} \frac{K_1 C_2 - K_2 C_1}{K_1 + K_2} 3 \Delta t,$$

где Δm — количество перераспределенного водорода, г; C_1 и C_2 — соответствующие начальные концентрации водорода в металле сварочной ванны (в прослойке Δ_1) и металле околошовной зоны (исходная кон-

центрация водорода в основном металле); K_1 и K_2 - температурные коэффициенты растворимости водорода в титановом сплаве в уравнении Симпсона для металла сварочной ванны и металла околошовной зоны соответственно; δ - сечение потока диффузии, см²; Δt - время диффузии; Δ - коэффициент диффузии водорода в расплавленном металле ванны и твердом металле околошовной зоны соответственно [24] (установлено, что водород в результате термод- и концентрационной диффузии будет перераспределяться в металл околошовной зоны, если

$$\frac{K_2}{K_1} > \frac{C_2}{C_1} \quad \text{и} \quad C_2 < 2C_1.$$

Для обратного перераспределения водорода из металла околошовной зоны в металл шва необходимо условием является соотношение $C_2 > 2C_1$. При эффективной защите металла, например в условиях электронно-лучевой сварки α - или псевдо α -титановых сплавов либо аргонодуговой вой сварки волфрамовой электродом без подачи присадочной проволоки, диффузионное перераспределение водорода происходит в металл околошовной зоны (рис. 21).

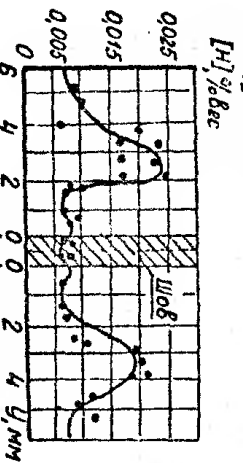


Рис. 21

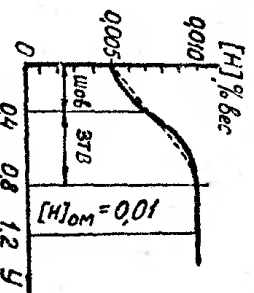


Рис. 22

При аргонодуговой сварке α - и псевдо α -титановых сплавов волфрамовой электродом с подачей обезводороженной присадочной проволоки $[H]_{om} > 2[H]_{ш}$, диффузия водорода происходит в металл шва (рис. 22).

Концентрация водорода в данном участке околошовной зоны можно рассчитать по уравнению [24]:

$$[H]_y = [H]_{ш} + \left\{ [H]_{om} - [H]_{ш} \right\} \left[1 - e^{-ay^2} \right], \quad (3)$$

где $[H]_y$, $[H]_{ш}$, $[H]_{om}$ - соответственно концентрации водорода в данном участке металла околошовной зоны, в металле шва и основном ме-

талле; $a = 3 - 3,5 \text{ л/см}^2$; y - расстояние данной точки околошовной зоны от оси шва, см.

Таким образом, термо- и концентрационная диффузия водорода в металле сварных соединений из низколегированных титановых сплавов является сложным процессом. Наиболее эффективными способами исключения сегрегации водорода в локальных участках околошовной зоны (рис. 21) (либо в прослойке Δ_1) в металле шва (рис. 20) являются регулирование металлургического цикла сварки титановых сплавов за счет выбора присадочной (электродной) проволоки в соответствии с уровнем легирования свариваемого металла и применении термической обработки, в частности, вакуумного отжига.

§ 6. Влияние технологических факторов на структуру и свойства металла сварных соединений из титановых сплавов различного фазового состава

На технологическую свариваемость титановых сплавов наиболее существенное влияние оказывает примеси внедрения и, прежде всего, кислород, азот и водород, концентрации которых в результате активного взаимодействия с газовой фазой расплавленного и нагретого выше температуры 873 К металла может значительно превышать допустимый для основного металла уровень.

Оригинальное влияние повышенных концентраций кислорода ($> 0,15\%$ по массе) и азота ($> 0,04\%$) сказывается на снижении пластических свойств металла шва и околошовной зоны, а водорода ($> 0,010\%$ по массе) - на возможности образования холодных трещин и развития окисноослеп к замедленному разрушению под действием поля остаточных сварочных напряжений [16]. В связи с этим при всех термических и термомеханических способах сварки титановых сплавов (рис. 23) необходима эффективная защита металла от окружающего воздуха. При выборе вида сварки конструкции из титанового сплава учитываются типоразмеры соединений, требования к аксиально-симметричным оvoidным металлам конструкции, программа выполнения конструкции и производственно-технологическая база данного предприятия.

В табл. 22 приведены рекомендуемые формы подготовки деталей из титановых сплавов под сварку применительно к различным типам и размерам соединений. В качестве основного критерия выбора соответствующей формы подготовки кромок свариваемых деталей принимаются провар всего сечения и формирование шва без опасных вогнутостей и наплывов.

Подготовка кромок сварных соединений из титановых сплавов

Вид соединения	мм				Способ сварки
	δ	α	β	γ	
По ГОСТ 1.2	0,15	-	-	-	РС и АС ^Д -электродом без присадки
3,0...6,0	0,15	2...3	12...15	1,5...1,5	По же ^Э
6,0...25,0	0,10	-	-	1,5...2,0	АС ^Э электродом с присадкой и плавающим электродом
Свыше 5	0,1 (не более 3)	-	-	2...10	С плавающим электродом

1) Сильфон, мембрана и пр... 2) Сварка продольных и кольцевых швов. 3) Сварка кольцевых швов. 4) Сварка изделий с одним полукордом

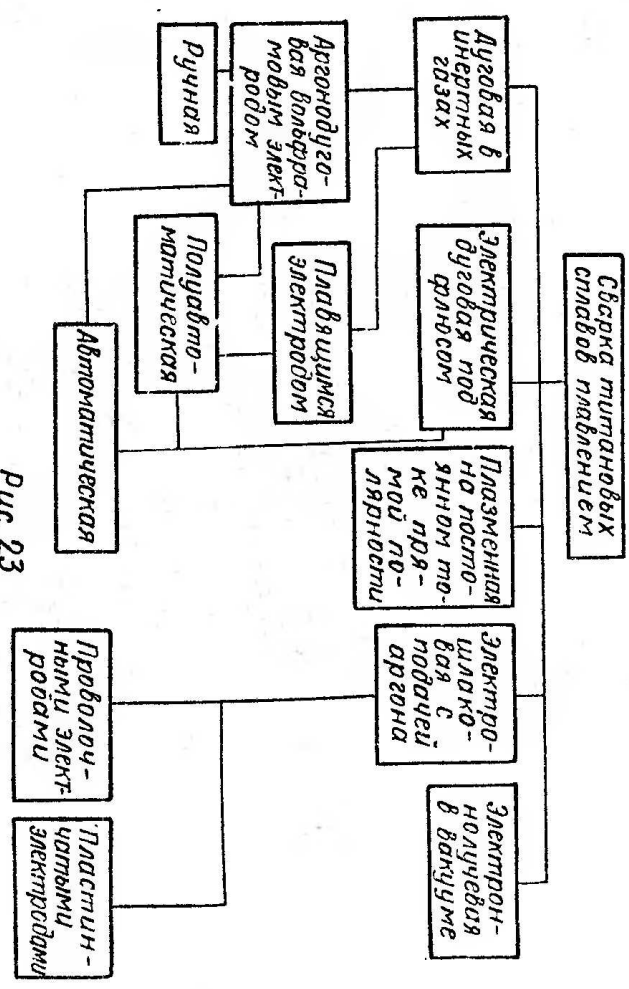


Рис. 23

Помимо геометрической формы и размеров сварного шва при выборе режимов сварки плавлением необходимо учитывать развитие структурной и механической неоднородности металла различных участков зоны термического влияния, зависящих как от характера термодиффузионного процесса, так и уровня легирования свариваемого титанового сплава.

На рис. 24 показаны диаграммы анизотермического превращения β -фазы титана в зоне полной перекристаллизации металла опытных образцов, нагреваемых и охлаждаемых со скоростями в соответствии с кинетическими термическими кривыми [16], характерными для режимов сварки однопроходных швов материала толщиной от 1 до 70,0 мм. I - типичный титан ВТ-1, α -сплавы, низкотемпературные $\alpha + \beta$ - титановые сплавы, II - среднелегированные $\alpha + \beta$ -сплавы, III - высоколегированные $\alpha + \beta$ -сплавы, IV - метастабильные β -сплавы, время охлаждения - t , с.

Несмотря на различный фазовый состав металла зоны полной перекристаллизации титановых сплавов различного легирования общей особенностью их анизотермического превращения в соответствии с приведенными на рис. 25 диаграммами является ограниченный интервал допустимых скоростей нагрева и охлаждения, при которых обеспечиваются удовлетворительные механические свойства металла зоны термического

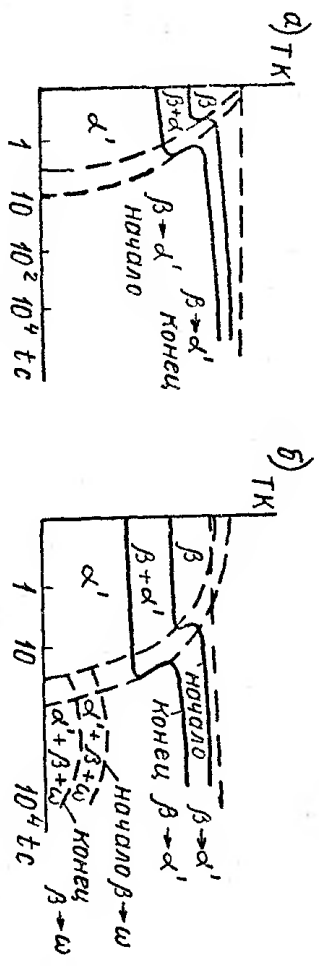


Рис. 24

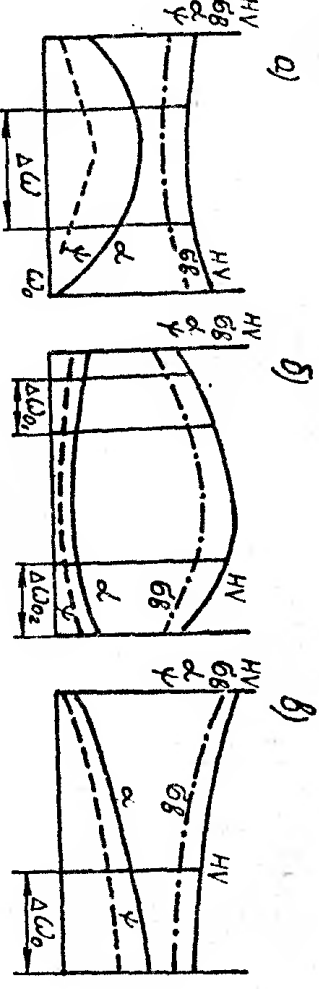


Рис. 25

Влияния, главным образом характеризующие его деформационную способность.

Для сплава, псевдопсевдо и низколегированных $\alpha + \beta$ титановых сплавов, имеющих маргениститный характер превращения $\beta \rightarrow \alpha$ -фазы (диаграмма типа, изображенных на рис. 24, а и 24, б), нижний предел допустимой скорости охлаждения лимитируется снижением пластических свойств металла из-за роста зерна β -фазы и сохранения его текстуры после маргениститного превращения. Для более высоколегированных β -стабилизирющими элементами титановых сплавов (диаграмма II типа) отпуске главное влияние на пластические свойства металла оказывает зона

образует образование крупной ω -фазы.

В зависимости от содержания алюминия и β -стабилизирющих элементов необходимо также учитывать возможность охрупчивания металла околошовной зоны сварных соединений из сплавов I и II группы из-за образования титридной фазы TiH_2 , форма и характер расположения которой определяются не только содержанием водорода и химическим составом сплава, но и скоростью охлаждения металла зоны термического влияния. При относительно малых скоростях охлаждения титриды титана выделяются в виде крупных пластин, а при высоких - в виде мелкодисперсных включений [16]. Образование титридной фазы TiH_2 сопровождается увеличением объема, что создает условия сложного напряженного состояния, особенно опасного при трубках пластичных выделенных титридов титана, резко снижающих стойкость α и псевдо α -титановых сплавов против замедленного разрушения.

При повышенных концентрациях алюминия ($> 5\%$) и β -стабилизирющих элементов склонность титановых сплавов к водородному охрупчиванию резко снижается [16].

Высоколегированные переходные и псевдо β -титановые сплавы характерны (III и IV типы диаграмм анизотермического превращения) диффузионным превращением $\beta \rightarrow \alpha$, при очень низких скоростях охлаждения металла околошовной зоны. С повышением скорости охлаждения в переходных сплавах III группы начинается бездиффузионное - маргениститное превращение $\beta \rightarrow \alpha$ -фазы, а сплавы IV группы сохраняют метастабильную β -фазу после полного охлаждения металла сварного соединения.

В зависимости от скорости нагрева и охлаждения металла околошовной зоны возможно развитие химической неоднородности в пределах зерен β -фазы, оказывающей влияние на конечный фазовый состав металла этой зоны. Например, для сплавов III группы при средних скоростях охлаждения создается неблагоприятное соотношение между остаточной β -фазой и маргениститной α' -фазой, резко снижающей деформационную способность и ударную вязкость металла зоны термического влияния.

Для сварных конструкций наиболее широко применение нашли α - и псевдо α -термически неупрочняемые титановые сплавы в состоянии после пластической обработки или после отжига. Преимуществом этих сплавов является широкий диапазон допустимых скоростей охлаждения металла околошовной зоны, при которых обеспечивается удовлетворительная работоспособность конструкций в условиях ее эксплуатации (рис. 25, а).

Для повышения надежности конструкций из α - и псевдо α -сплавов (рис. 25, а) с жесткими узлами применяются высоколегированный отпуск

Для снятия сварочных напряжений, а для таких псевдо- α -сплавов, как OT4-I, обладающих повышенной склонностью к водородному охрупчиванию, используется вакуумный отжиг, обеспечивающий общее, снижение содержания водорода и снятие остаточных сварочных напряжений.

Среднедеформованные β -стабилизированные эжеменными титановые сплавы маргенопитного класса имеют более высокие прочностные свойства после упорочившей термической обработки - закалки и старения [16].

Перед сваркой детали из этих сплавов подвергается закалке или отжигу. После сварки конструкция проходит упорочившую термическую обработку (табл. 23).

Т а б л и ц а 23

Режимы упорочившей термической обработки сварных соединений из $\alpha + \beta$ и псевдо β - титановых сплавов [17]

Марка сплава	Температура закалки, К	Режим старения	
		T, К	t, ч
В16С	1123...1173	723...773	2...4
В16	1123...1173	723...773	2...4
В114	1123...1173	783...813	4...16
В13-1	1123...1173	793...893	1...4
В116	1063...1093	793...863	4...10
В123	1053...1073	773...823	6...10
В122	993...1053	783...873	4...10
В130	993...1013	763...783	5...8
В132	993...1073	773...833	4...8
В15	1013...1093	753...773	15...25
Т06	1013...1093	753...773	15...25
		823...843	0,25

Примечание. Время выдержки при температуре закалки устанавливается в зависимости от толщины материала от 5 до 60 мин при назначении толщины от 1,5 до 10 и более мм.

При выборе основных параметров режима сварки маргенопитных титановых сплавов можно руководствоваться двумя оптимальными пределами изменения скорости охлаждения металла околошовной зоны, обеспечива-

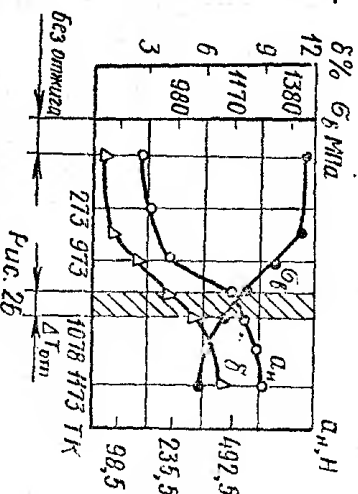
ющих исключение образования хрупкой ω -фазы. Первый интервал включения ω относительно низкие скорости охлаждения (4...15) град/с, второй интервал - высокие скорости охлаждения, зависящие от уровня легирования свариваемого титанового сплава β -стабилизированными элементами (рис. 25,6). Высоколегированные переходные и метастабильные β -сплавы титана свариваются на жестких режимах, обеспечивающих высокие скорости охлаждения металла околошовной зоны (рис. 25,в).

После сварки конструкция из сплавов этой группы подвергается упорочившей термической обработке - закалке и старению (табл. 23), либо только отжигу (табл. 24, рис. 26), обеспечивающему достаточную стабильность фазового состава металла шва и околошовной зоны в процессе эксплуатации конструкции [17].

Высокая чувствительность титановых сплавов к термодиффузионному сварочному циклу обуславливает ряд ограничений при выборе основных параметров режимов.

Применительно к α - и псевдо α -сплавам в зависимости от содержания в них алюминия, β -стабилизированных элементов, примесей внедрения и прежде всего кислорода необходимо учитывать возможное снижение пластических свойств металла околошовной зоны из-за роста зерна β -фазы. Поэтому выбранный режим сварки должен обеспечивать не только оптимальные мгновенные скорости охлаждения металла околошовной зоны при температуре полиморфного превращения (~ 1173 К), но и минимальное время пребывания металла, нагреваемого выше этой температуры, особенно в процессе нагрева от $T_{\alpha \rightarrow \beta}$ превращения до максимальной температуры [16].

В зависимости от скорости охлаждения и времени пребывания при температуре фазовых превращений в металле зоны термического влияния сварных соединений из более легированных $\alpha + \beta$ -титановых сплавов возможно развитие диффузионных процессов перерапределения примесей, имеющих различную растворимость в α - и β -титане, подстаивание в результате превращения β -фазы титана в α - и ω -фазу, что может приводить к резкому снижению деформационной способности и ударной вязкости, особенно металла околошовной зоны, нагреваемой выше 1500 К. Эффективным способом повышения работоспособности конструкций из



Режимы отжига сварных конструкций из титановых сплавов [17]

Марка сплава	Температура отжига		Примечания
	Охлаждающая среда	При нагреве в вакууме, 5 10^{-4} мм рт.ст., К	
ВТ1-00 ВТ1-0 ВТ5-1 ВТ5	823...953 823...953 993...1093 993...1093	α -сплав 873...943 873...943 873...993 873...993	После вакуумного отжига; охлаждение с печи
ОТ4-0 ОТ4-1 0 ⁰ 4 ВТ4 ОТ4-2 ПТ-7М ПТ-7М ЗТ20	873...953 893...773 893...793 923...1023 973...1093 853...953 973...1073	псевдо α -сплав 873...943 873...943 873...973 - - 873...973	После отжига в печи с инертной средой всех сплавов, кроме ВТ6 и ВТ22; охлаждение производится на воздухе
ВТ6С ВТ6 ВТ14 ВТ3-1 ВТ6	997...1073 993...1073 1013...1073 1023...1123 1023...1053	Маргенолитные сплавы 873...973 873...973 873...973 873...973	После отжига сплава ВТ6 в печи с инертной средой охлаждение с печи до = 773 К, а затем на воздухе
ВТ22	1023...1093 1093...1123 853...903	Переходные сплавы 873...973	После отжига в печи с инертной средой сплава ВТ22 с = 1023...1093 К, охлаждение с печи до = 623 К со скоростью 2-4 град/с, затем на воздухе. После этого ступенчатый отжиг при = 1093...1123К 1-3 ч, охлаждение с печи до 1023 К, выдержка 1-3 ч, а затем охлаждение на воздухе, нагрев до = 853 К, выдержка 4 ч и охлаждение на воздухе

этой группы сплавов является максимальное возможное уменьшение протяженности зоны термического влияния, например, в результате интенсификации охлаждения металла в процессе сварки "душеватем" [18] и применения отжига после сварки (см. табл. 24).

Режимы сварки соединений из титановых сплавов рассчитываются (формулы 5) с учетом допустимых скоростей охлаждения при температуре полимерного превращения $\beta_{гн}$ (табл. 25), при которых развитие структурной и механической неоднородности металла различных участков сварных соединений из α - и псевдо α -сплавов находится в пределах, гарантирующих удовлетворительную работоспособность конструкции без термической обработки или после высокотемпературного отпуска для снятия остаточных напряжений.

Режимы сварки средне- и высоколегированных титановых $\alpha + \beta$ - и псевдо β -сплавов также определяются по допустимым скоростям охлаждения металлами околошовной зоны (табл. 25), гарантирующим удовлетворительную работоспособность конструкции после упрочняющей термической обработки или после отжига для стабилизации фазового состава.

Удовлетворительная скорость расчета результатов с экспериментальными данными позволяет использовать основные уравнения Н.Н.Рыжова для обособления режимов сварки титановых сплавов.

Применительно к наложению шпалта на пластины относительно малой толщины или при сварке листов встык за один проход можно пользоваться приведенными формулами для расчета максимальных температур, скорости охлаждения металла зоны термического влияния и времени пребывания металла выше температур полимерного превращения [19]:

$$T_{max} = \frac{q}{\sigma \rho \cdot 2 \gamma} + 0,478 \left(1 - \frac{a \gamma^2}{\lambda \delta} + T_0 \right);$$

Марка сплава	Δt_0 , град/с	Ограничение по свойствам		
		δ , %	ψ , %	угол изгиба α , °
ВТ1-1	3...400	-	30	-
ВТ5-1	5...50	-	20	80
ОТ4-1	18...100	-	23	70
ПТ-7М	15...150	17	28	70
ПТ-3В	1...40	12	20	39
ВТ6С	6...150	-	25	30
ВТ6	2...40	-	20	-
ВТ14	2...15	-	20	30
ВТ16	60...600	-	30	90
ВТ22	100...600	10	-	45
ВТ15	6...600	-	30	-

$$\omega_0 = \frac{2 \gamma \lambda \text{ср} (T_m - T_0)^3}{\left(\frac{q}{\nu_{св} \cdot \delta}\right)^2};$$

$$t_H = f \frac{\left(\frac{q}{\nu_{св} \cdot \delta}\right)^2}{\lambda_{ср} (T_m - T_0)^2} \quad (9)$$

где T_0 — начальная температура свариваемого металла; T_{max} — макси-

мальная температура нагрева в данной точке зоны термического влияния;

T_m — температура фазового превращения; $\frac{q}{\nu_{ср}}$ — погонная энергия; ср — объемная теплоемкость титана (см. табл. 19); λ — коэффициент теплопроводности титана (см. табл. 19); α — коэффициент температуропроводности титана (см. табл. 19); δ — толщина свариваемого металла; ω_0 — скорость охлаждения металла при температуре полжидкого превращения титанового сплава данного уровня легирувания; t_H — время пребывания металла выше температуры полжидкого превращения; ψ — расстояние от данной точки зоны термического влияния до оси шва (наплавки); f_2 — коэффициент пропорциональности безразмерного критерия времени нагрева, определенный по номограмме [19] (рис. 27).

Подставляя в формулу (9) мгновенную скорость охлаждения в допустимом интервале изменения ее для данного титанового сплава (табл. 25) и толщину свариваемого металла, можно определить оптимальное значение погонной энергии, обеспечивающей удовлетворительные свойства металла зоны термического влияния сварного соединения.

Если при однопроходной сварке погонная энергия не обеспечивает допустимой скорости охлаждения металла околошовной зоны, то соответственно сварка выполняется в несколько проходов.

По расчетно-экспериментальным результатам [2, 16] в табл. 26 — 29 приведены рекомендации

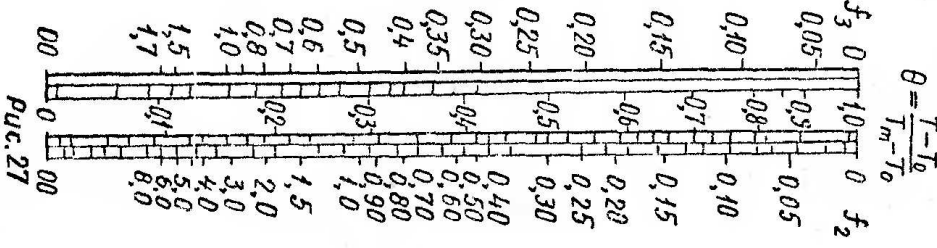


Рис. 27

режимы основных видов сварки различных типоразмеров соединений из титановых сплавов.

Т а б л и ц а 26
Режимы ручной и автоматической аргонодуговой сварки
вольфрамовым электродом стыковых соединений титана
с присадочной проволокой

Толщина шва, мм	Ток I, А	Напряжение U, В	Диаметр электрода, мм	Диаметр присадочной проволоки, мм	Расход аргона, л/мин		Скорость сварки одного слоя, м/ч
					в горизонтальной	в вертикальной	
0,8	20...50	12...15	1,0	0,8...2	8...12	-	16...20
1,0	40...60	12...15	1,0...1,5	1...2	8...12	8...10	16...20
1,5	60...80	14...16	1,5	1...2	6...7	8...10	22...25
2,0	80...100	14...16	1,5	1...2	8...12	8...10	15...18
2,5	100...150	14...16	2,0	2...2,5	7...8	8...10	22...25
3,0	130...150	14...16	2,0	2...2,5	10...12	10...12	20...25
4,0	170...200	14...16	2,5	2,5...3,0	8...9	10...12	19...21
4,0	220...240	14...16	3,0	2,5...3,0	10...12	12...14	19...21
4,0	260...280	14...18	3,0	3,5	12...14	20...25	9...10
6,0	300...320	14...18	3,5	3	12...14	20...35	10...12
10,0	180...200	14...18	3,0	3,5	14...16	-	18...22
13,0	230...240	14...18	3,0	3,5	9...10	18...20	9...12

Примечание. В значенных (для $\delta = 10, 13$ мм) указаны режимы автоматической сварки; сварка производится на стальной или медной подложке с подачей защитного газа; для $\delta = 0, 8, \dots, 3$, Ом без разделки; $\delta = 4, 0$ мм — зазор 2 мм, число слоев 1; для $\delta = 4, 0 - 10, 0$ мм — V-образная разделка (60°), число слоев 2; для $\delta = 13, 0$ мм — X-образная разделка (60°), число слоев 4.

Режимы автоматической пугтовой сварки стыковых соединений титана плавленными электродами в смешанных инертных газах (при прямой полярности)

Толщина δ , мм	Ток I, А	Напря- жение U, В	Диаметр электро- дной про- волочки, мм	Расход газов смеси, л/мин		Скорость сварки одного прохода, м/ч
				В по- релте	В при- ставке	
3	200...220	20...25	1,5	35...40	35...40	22
6	300...320	22...27	2,0	35...40	35...40	20
16	400...420	25...30	1,6	40...45	40...45	25

Примечания: I. $\delta = 3$ и 6 мм - сварка на медной подкладке без газа; V-образная разделка (60°).
2. $\delta = 16$ мм - медная подкладка без газа для I слоя, с газом - для II слоя; X-образная разделка (60°), чистого про-
ходов 2.

Т а б л и ц а 28

Режимы электрошлаковой сварки покровов из титана электродной пластиной

Толщина δ , мм	Вазор между кром- ками, мм	Толщина элек- тродной пласти- ны, мм	Ток, I, А	Масса за- ситаемого флюса, г	Расход аргона на за- щиту ванны, л/мин
30...50	23...25	8...10	1200...1600	80...120	5...7
50...80	23...25	8...10	1900...2000	120...160	7...10
80...100	24...26	10...12	2000...2400	160...210	10...12
100...120	24...26	10...12	2400...2800	210...250	12...14

Режимы автоматической сварки под флюсом стыковых швов титановых сплавов [2]

δ , мм	Метод сварки	$d_{пр}$, мм	I, А	U, В	$U_{пр}$, м/ч	$U_{св}$, м/ч
3	На оставшей- ся подкладке	2,5	240...260	30...32	150...170	45...55
4	То же	2,5	270...290	30...32	170...190	45...55
4	На медной подкладке	3	340...360	32...34	145...155	45...55
5	То же	3	370...390	32...34	160...170	45...55
6	То же	3	390...420	30...32	170...180	45...50
8	Двухсторонняя	3	350...380	32...34	160...170	45...50
8	На медной подкладке	4	590...600	30...32	90...100	40...50
10	Двухсторонняя	3	440...460	32...34	180...190	45...55
12	То же	3	450...500	32...34	190...200	45...55
16	То же	4	590...600	30...32	90...100	40...45
18-20	То же	4	600...610	32...34	90...100	40...45

В производстве сварных конструкций из титановых сплавов толщиной от 10 до 60 мм нашли применение аргодуговая сварка ($\delta \leq 20$ мм) или тигельно-дуговая сварка ($\delta > 20$ мм) погруженным вольтфрамодым электродом по "узкому" зазору (элементы подготовки приведены на рис. 28, табл. 30). Этот способ позволяет уменьшить ширину разупрочненного металла (мягкой прослойки) до размеров зазора, кроме того, коэффициент эффективности использования тепла дуги при сварке погруженным вольтфрамодым электродом увеличивается до 0,7 - 0,85, что позволяет значительно снизить величину погонной энергии сваркой вольтфрамодым электродом в среде инертных газов.

Применение активизированных флюсов-паст (табл. 31) является эффективным способом снижения величины погонной энергии (примерно в два раза) при аргодуговой сварке вольтфрамодым электродом.

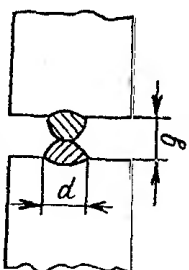


Рис. 28

Т а б л и ц а 30
Элементы подготовки углового зазора

Толщина металла δ , мм	Глубина зазора δ , мм	Радиусина приуглубления, мм	Защитный газ
10	3+1	5+2	Аргон
40	4+1	7+2	Теллий
60	4+1	9+2	Теллий

Элементы в процессе сварки шпиковой корки с поверхностью металла, что затрудняет ее удаление после охлаждения сварного соединения.

Состав активизирующих фторосод-паст

Т а б л и ц а 31

Марка	Содержание компонентов, %						Рекомендуемые для бесступенчатых швов, мм
	Mg	Sr	Ba	Li	Ca	Al	
АНТ-23А	-	-	2,7...3,3	-	44...48	1,2...1,8	45...50
ФАН-1	14,5...16,5	19,5...21,5	6,6...8,5	13...15,5	-	-	38...43
							0,8...3,0

Повышение концентрации ввода тепла при аргонодуговой сварке по флюсу-пасте объясняется уменьшением площади активных пятен на поверхности сварочной ванны за счет введения фтора в зону дуги.

Следует отметить также положительное влияние фтора на стойкость сварных швов против образования пор [2].

В последние годы в производстве сварных конструкций из титановых сплавов начинает применяться плазменная сварка проникающей дугой (рис. 29). На процесс проплавления основного металла, форму и размеры сварочной ванны при этом способе сварки оказывают влияние тепловые и силовые параметры плазменной проникающей дуги. По результатам экспериментально-расчетных исследований аспиранта Л.Ф.Цемонаева взаимосвязь между этими параметрами выражается зависимостью

выи электродом стиковых соединений из титановых сплавов δ - и двухфазных сплавов толщиной от 1 до 7 мм.

Перед сваркой флюсо-паста, замешанная на этиловом спирте-ректификате, наносится тонким слоем на поверхность свариваемых кромок. Недостатком этого способа является прочное сцепление образ-

$$\gamma = \frac{v_{св}^2 \cdot v_{пг} \cdot d_c \cdot K \cdot v_{пг}^2 \cdot \rho}{3 \cdot I \cdot U \cdot \eta \cdot \rho_{св} \cdot v_{св}^2}$$

где γ - безразмерный коэффициент; $K = \frac{v_{пг}}{v_{св}}$ - коэффициент, учитывающий отношение кинематической вязкости расплавленного металла при температуре плавления $v_{пг}$ - кинематической вязкости металла при средней температуре сварочной ванны; d_c - диаметр сошла

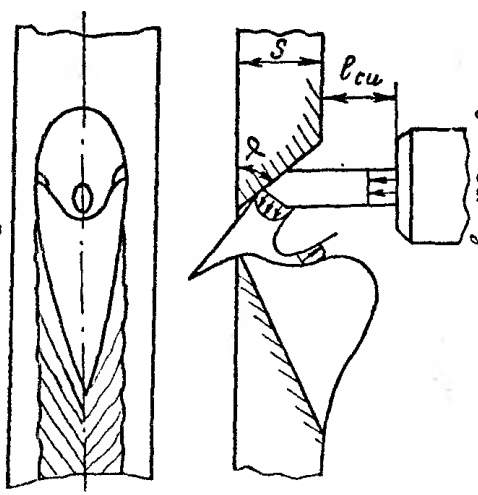


Рис. 29

$v_{св}$ - скорость сварки; $v_{пг}$ - скорость плазмообразующего газа; $\rho_{св}$ - расстояние от среза сошла до поверхности изделия.

С учетом упреждающего формирования шва без подрезов величина γ определяется по уравнению

$$\gamma = [15,77 \cdot 10^{-13} e^{-0,693 \gamma}] \left(\frac{h_{под}}{s} \right),$$

где $h_{под}$ - глубина подреза; $\frac{h_{под}}{s}$ 100 допускается до 7%.

В табл. 32 приведены режимы плазменной сварки проникающей дугой и коэффициенты формы провара отклонных соединений из псевдотитановых сплавов толщиной от 2 до 10 мм.

Из условия исклечения двойного дугообразования при выбранных силах тока дуги и расходе плазмообразующего газа диаметр сошла плазматрона должен удовлетворять зависимостям

$$I \leq (25 - 0,4 d_c) \cdot d_c^2 ;$$

$$G_{пг} = 0,12 (1 + d_c^2) , \tag{10}$$

где d_c - диаметр сошла, мм; $G_{пг}$ - расход плазмообразующего газа, г/мин.

Расстояние от среза сошла до поверхности изделия определяется зависимостью $\rho_{св} \leq (1 + 2) d_c$.

Режимы плазменной сварки стыковых соединений титановых сплавов проникающей дугой

Толщина металла δ , мм	Т, А	U, В	$v_{св}$, м/ч	d_c , мм	$B_{пр}$, д/мин	Расход защитного газа, д/мин	$\delta_{св}$, мм	e , мм	$\psi = \frac{e}{\delta}$
2	65	20	23	2,0	1,0	25	2	2,6	1,3
3	III	22	23	3,0	1,7	25	3	3,6	1,2
4	145	25	20	3,0	2,0	25	3	4,0	1,0
6	180	29	16	3,0	3,6	30	6	5,8	0,97
10	160	27	12	3,0	3,5	30	6	9,3	0,93

где $\delta_{св}$ - расстояние от среза сошла до поверхности изделия, мм.

В производстве конструкций из титановых сплавов все в большем объеме находят применение электронно-лучевая сварка в вакууме, обеспечивающая высокую эффективность защиты металла и значительно меньшее деформирование при одинаковых размерах соединяемых деталей по сравнению с дуговой сваркой и плазменной сваркой.

Широкие пределы регулирования мощности электронного луча к его фокусировке позволяют применять этот способ сварки как для выполнения тонкостенных соединений, так и для соединений средних и больших толщин. Кроме того, преимуществом электронно-лучевой сварки титановых сплавов по сравнению с дуговой сваркой является возможность производства вакуумного шва при расфокусированном электронном луче.

Ориентировочные расчетные зависимости основных параметров электронно-лучевой сварки в вакууме от толщины материала и его теплофизических свойств определяются уравнением [27]

$$h = \frac{I \cdot U \cdot \eta}{2 \pi \lambda (T_{кин} - T_0)} \cdot \frac{4 \sigma}{d \cdot v_{св}}$$

(при $v_{св} \leq 36$ м/ч)
 где h - глубина провара, см; U - ускоряющее напряжение, В; I - сила тока дуга, А; η - коэффициент эффективности нагрева металла электронным лучом (0,9); λ - коэффициент теплопроводности, Дж/см с град;

$T_{кин}$ - температура кипения свариваемого металла, К; T_0 - начальная температура свариваемого металла, К; $v_{св}$ - скорость сварки, см/с; d - коэффициент температуропроводности, см²/с; d - диаметр электронного луча (0,1...0,15) см.

Ориентировочные режимы электронно-лучевой сварки стыковых соединений из титановых сплавов приведены в табл. 33 [2].

Сфертифицированными факторами широкое применение электронно-лучевой сварки в производстве конструкций из металлов, в том числе и титановых сплавов с повышенной чувствительностью к концентраторам напряжений, являются несовершенство разрабатываемых в настоящее время систем слезнения и нестабильность толщины проплавления, которая приводит к необходимости применения подкладок для гарантии полного провара соединяемых элементов. Поэтому основными производственными способами сварки конструкций из титановых сплавов являются дуговые (главным образом в среде инертных газов).

Толщина δ , мм	Ток дуга, I, мА	Скорость сварки $v_{св}$, м/ч
0,8	6,0	40
1,2	9,0	40
2,5	15	40
3,0	14	20
5,0	16	22
6,0	23	19
7,0	26	22

Примечания: 1. Ускоряющее напряжение 60 кВ.
 2. Давление в сварочной камере от 10^{-3} до 10^{-5} мм рт.ст.

Т а б л и ц а 33
 Режимы электронно-лучевой сварки

В зависимости от формы и размеров сварного соединения на его работоспособность решающее влияние может оказывать химический и фазовый состав металла шва, формирующийся за счет долей участия основного и добавочного металлов. Вследствие этого одной из важных задач при разработке технологического процесса сварки конструкций из титановых сплавов, особенно средне- и высоколегированных, является правильный выбор присадочной (электродной) проволоки (табл. 34). Например, при сварке титановых сплавов, при сварке титановых сплавов, легированных хромом или ванадием, необходимо учитывать резкое снижение пластических свойств металла шва в результате образования крупных структурных составляющих при

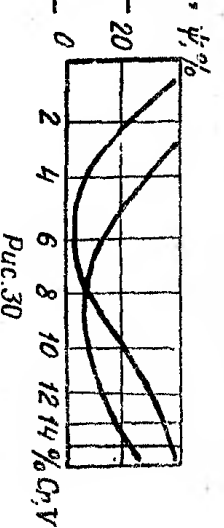


Рис. 30

Сварочные проволоки для титановых сплавов

Марка	Состав, % масс.					d _{пр} , мм	Применение
	Al	V	Zr	Mn	не более		
					[N] [O] [H]	про- чке	
ВТ-00	-	-	-	-	0,04 0,1 0,003	0,1	Без вве- деня молиб- денов [2]
ВТ20в	2,0...	-	-	-	0,04 0,12 0,003	0,3	1,6... деня молиб- денов [2]
ВТ6в	3,5...	2,5...	-	-	0,04 0,12 0,003	0,3	1,6... деня молиб- денов [2]
ВТ20-1св	2,0	1,0	2,0	1,0	0,04 0,12 0,003	0,3	2,0... деня молиб- денов [2]
ВТ20-2св	3,9	0,9	2,0	0,8	0,02 0,11 0,0015	-	2,0... деня молиб- денов [2]
ВТ14св	4,5	1,7	-	0,8	0,02 0,11 0,003	1,5... 2,0	2,0... деня молиб- денов [2]
ВТ16	2,0...	4,0...	-	5,5	0,02 0,11 0,003	-	2,0... деня молиб- денов [2]
ВТ22	2,94... 2,97	5,35	-	4,63	0,02 0,11 0,003	-	2,0... деня молиб- денов [2]
СПТ-2Р	4,0	3,0	1,5	-	0,04 0,12 0,003	~0,1%	С вве- деня молиб- денов [2]
ВТ14-1св	4,5	1,7	-	0,8	0,02 0,11 0,003	~0,02%	2,0... деня молиб- денов [2]
ВТ14-1св	4,5	1,7	-	0,8	0,02 0,11 0,003	~0,1%	2,0... деня молиб- денов [2]

При автоматической и электрошлаковой сварке конструкций из титановых сплавов применяются дескиссированные флюсы, разработанные в Институте электросварки им. Е.О.Лангана (табл. 36) [2]. Перед сваркой флюсы прокалываются при температуре (473...573) К в течение (1,5...2,0) ч.

При электрошлаковой сварке легированных титановых сплавов плавлением мундштуком применяются легированные сварочная проволока, со-

Состав флюсов, применяемых для автоматической и электрошлаковой сварки титановых сплавов, %

Марка флюса	CaF	BaCl ₂ + 2H ₂ O	NaF	NaCl	Допустимые толщины свариваемого материала, мм
АН-Т1	79,5	19	1,5	-	Продольные швы s = 2...6
АН-Т2х)	100	-	-	-	s = 30...120
АН-Т3	87,6	10,7	1,7	-	Продольные швы s = 6...14
АН-Т5	96,0	-	-	1	То же
АН-Т7	98,0	-	-	2	Продольные и кольцевые швы s > 10
АН-Т11хх)	92,0	-	1,0	-	Продольные швы s = 6...14

х) Для электрошлаковой сварки.

Таким образом, при рациональном технологическом процессе производства сварных конструкций из титановых сплавов различного легирования и фазового состава обеспечивается удовлетворительная их надежность и работоспособность в заданных условиях эксплуатации.

В табл. 36 приведены механические свойства сварных соединений из титановых сплавов различного уровня легирования в зависимости от технологических факторов.

Механические свойства металла шва соединений марганцевистых и переходных углеродных сплавов в зависимости от термической обработки [17]

Марка сплава	Толщина металла, мм	Вид сварки	Марка присадочной проволоки	Вид термической обработки	Механические свойства	
					σ_b , МПа	α_n , кДж/м ²
ВТ6	20	АДС ДИ	СПТ2	Св+0	930	455
				Св+3+Сг	1000	354
ВТ14	3,0	ЭЛС	АТЗ	Св+0	867	790
				Св+0	960	325
		АДС ДИ	Без присадки	Св+3+Сг	1120	217
				3+Св+Сг	1090	266
ВТ14	20	ЭЛС	ВТ22	Св+0	1023	435
				3+Св+Сг	1100	247
		АДС ДИ	Без присадки	Св+0	982	540
				Св+3+Сг	1099	197
ВТ14	20	АДС ДИ	ВТ22	Св+3+Сг	1097	176
				3+Св+Сг	726	730
		АДС ДИ	ВТ2	Св+0	647	670
				Св+0	812	505
ВТ14	20	АДС ДИ	ВТ2	Св+0	965	256
				Св+0	860	490
		АДС ДИ	ВТ6СВ	Св+0	870	462
				Св+3+Сг	973	395
ВТ22	20	АДС ДИ	СПТ2	Св+0	923	423
				Св+3+Сг	977	296
		АДС ДИ	ВТ17	Св+0	982	590
				Св+0	1115	247
ВТ22	20	АДС ДИ	ВТ1-0	Св+0	833	530
				Св+0	1025	424
		ЭЛС	ВТ17	Св+0	1115	325
				Без присадки	1033	216

Примечание. Св - исходное состояние после сварки; 0 - после отжига; 3 - после закалки; Сг - после старения.

Глава 3. ТЕХНОЛОГИЯ СВАРКИ ТУГОПЛАВКИХ ХАМИЧЕСКИ АКТИВНЫХ МЕТАЛЛОВ

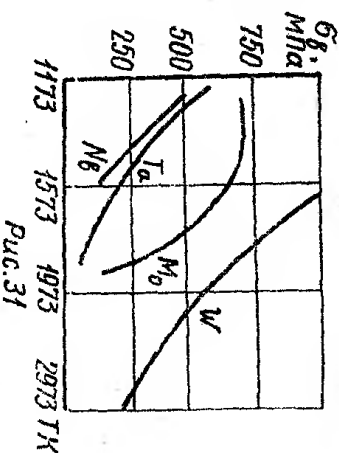
§ 7. Характеристика тугоплавких химически активных металлов, применяемых для сварных конструкций

В связи с развитием новых отраслей техники расширяется область применения тугоплавких металлов и их сплавов. Использование для сварных конструкций циркония, ниобия, тантала, молибдена, вольфрама объясняется специальными свойствами этой группы металлов, в частности, их высокой жаропрочностью и коррозионной стойкостью в ряде агрессивных сред (табл. 37), (рис. 31).

Т а б л и ц а 37
Термодинамические свойства тугоплавких высокоактивных металлов

Элемент	T_m , К	λ , кал/см К	α , л/К 10 ⁶	σ_b , МПа	δ , %	E , МПа	ρ , г/см ³
Zr	2118	0,33	5,78	29	35	88000	6,5
Nb	2688	0,124	7,17	340	50	90000	8,57
Ta	3269	0,130	6,56	370	70	187300	16,6
Mo	2895	0,298	4,98	790	15	335000	10,2
W	2653	0,032	4,03	950	0	414000	19,3

Свойства тугоплавких металлов определяют область их применения. Так, Zr, Nb имеют малые поперечные сечения захвата нейтронов, поэтому их используют в атомной технике, например, Zr и его сплавы - в виде трубопроводных элементов либо в качестве защитных наплавок стержней на трубах, а также для защиты элементов из нержавеющей стали. Кроме того,

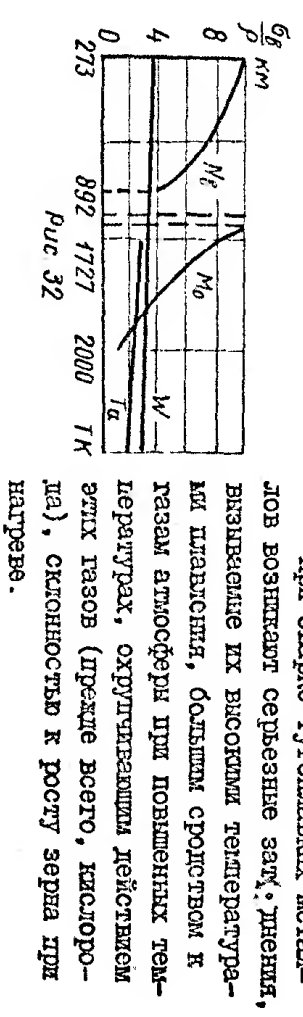


Хавицкий Р.М., Бурханов Т.С. Металловедение тугоплавких металлов и сплавов. - М.: Наука, 1967.

пирокониевые и ниобиевые сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью.

Ni, Ta, Mo и W и их сплавы применяются для изготовления турбореактивных двигателей, конкретно это определяется температурой эксплуатации. При $T_{экспл} > 1573$ К применяются Mo и Ni , при $T_{экспл} \sim 3273$ К — Ta и W .

Недостатком этих материалов является повышенная активность к кислороду, поэтому необходимо применять барьерные покрытия из никелевых хромоникелевых сплавов, либо боридных керамики. Основу сплава для конструкции определяют по допустимому изменению удельной прочности $\frac{\sigma_{\beta}}{\rho}$ в заданном интервале $T_{экспл}$ (рис. 3 2).



§ 8. Особенности сварки пирокониевых сплавов и выбор режимов сварки, сварочных материалов, режимов термической обработки соединений, выполненных аргонодуговой и электроно-лучевой сваркой

Пирроний относится к группе металлов с ускорительной свариваемостью. Сварные соединения его сплавов склонны к образованию трещин, малопластичны при нормальных температурах. Как конструктивный материал пирроний используется в основном в виде высокопрочной и коррозионной стойкости для различных прокатоводственных целей: технологических трубопроводов, работы в агрессивных средах, деталей ядерных энергетических установок, контрольных стержней в водоохлаждаемых реакторах. Углеродистый состав и свойства сплавов пиррония приведены в табл. 38. Пирроний имеет две аллотропные модификации. Низкотемпературная модификация существует до 1135 К, высокотемпературная α -модификация устойчива от 1135 К до температуры плавления ($T_{пл} = 2118$ К).

Для сварки конструктивный применяется металл, полученный в контро-

Химический состав и механические свойства пирокониевых сплавов

Сплав	Содержание легирующих элементов, %				σ_{β} , МПа	δ , %
	Ni	Sn	Cr	Ni		
Пиррагой-2	-	1,5	0,05	0,08	440	25
Пиррагой-4	-	1,5	0,10	0,07	475	30
	2,5	-	-	-	425	25
	1,0	-	-	-	342	35

Примечание. Механические свойства при 293 К

По аналогии с титановыми пирокониевыми сплавы делится на α -, $\alpha+\beta$ -, β -сплавы. Структура сплавов первого класса является двухфазной (α и β) с интерметаллидами; сплавы второго класса могут иметь однофазную структуру (либо β); β -сплавы могут иметь структуру, представляющую β -фазой и β -фазой с интерметаллидами.

В пирокониевых сплавах, как и в сплавах титана, при быстром охлаждении происходит маргеническое превращение, образуются маргеничные фазы (α' и α''). Полностью стабилизируют β -фазу лишь Ni и Mo . Метастабильная ω -фаза, образующаяся в пирокониевых сплавах с титаном, хромом, молибденом, ванадием, ренгем, ниобием, при быстром охлаждении и старении приводит к округляванию металла.

Полиморфное превращение $\alpha \rightleftharpoons \beta$ в пирронии происходит со значительным изменением объема (плотность α - Zr при температуре полиморфного превращения составляет 6,36 г/см³, а β - Zr — 6,40 г/см³). На свойства Zr и его сплавов отрицательное влияние оказывают примеси вандерваля $[O]$, $[N]$, $[C]$, которые снижают пластические свойства пиррония в большей степени, чем титана и его сплавов, поэтому вводятся жесткие ограничения по содержанию этих примесей в Zr и его сплавах: $[O] \leq 0,03\%$, $[N] \leq 0,003\%$, $[C] \leq 0,08\%$.

Азот снижает также коррозионную стойкость пиррония и его сплавов. Гидридное превращение пиррония с водородом протекает с образованием γ -фазы ZrH_2 ($[H] \geq 0,006\%$). По аналогии с титаном водород повышает склонность металла сварных соединений из пирокониевых спла-

Механические свойства соединения из циркония, выполненного аргонодуговой и электронно-лучевой сваркой

Металл	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
Основной металл	280...330	33...40	48...53
Сварные соединения (камера с аргоном; электрон;)	315...340	18...23	43...50
Соединения ЭЛС	280...315	18...22	47...54

Наплавка производится в камерах с контролируемой средней вольт-амперной характеристикой плавления циркониевым электродом (проволокой); в этом случае используется струйная защита аргоном. Основные загрузочные параметры наплавки - высокая активность циркония к O_2 , N_2 и C . Более удовлетворительные результаты обеспечиваются при сварке W -электродом в камере (табл. 41). Режимы сварки наплавки Zr на графит приведены в табл. 42.

Т а б л и ц а 41

Содержание примесей внедрения в металле шва при оварке циркония в камере со струйной защитой

Материал	Примеси, %		
	[O]	[N]	[C]
Проволока	0,03...0,04	0,0031	0,01
Наплавленный слой Zr в камере	0,126	0,01	0,53
Наплавленный слой Zr со струйной защитой	1,18	1,35	0,53

Т а б л и ц а 42

Режимы наплавки циркония на графитовые пластины

Способ сварки наплавки	T , А	U , В	U' , м/мин
W -электродом $\phi 3$ мм	450	16	0,7...0,8
Плавающий Zr -электродом $\phi 2$ мм	210	30	2,0

воз к образованию холодных трещин и к замедленному разрушению. Сварка конструкторки из циркония и его сплавов производится способами, аналогичными для титановых сплавов, однако применительно к циркониевым сплавам предъявляются более жесткие требования к эффективности защиты металла. Например, сварка трубных заготовок из "Циркалой-2" производится вольт-амперным электродом со струйной защитой - 73% $He + 27\% Ar$ (при диаметре труб 100 мм, $s = 4,0$ мм), $d_w = 3,2$ мм. $I = 270$ А; $U = 18$ В, $U_{св} = 26$ м/ч; $G_r = 430$ л/ч.

Т а б л и ц а 39

Механические свойства сварного соединения из сплава "Циркалой-2" (после наклепа металла шва)

Свойства	Металл	
	основной	сварное соединение
Предел прочности σ_B , МПа	496	490
Предел текучести σ_r , МПа	345	370
Относительное δ , удлинение, %	30,2	22,0

К а л о н - 2 "

Широкое применение для соединения тонкостенных конструкций из легированного циркония нашли электронно-лучевая сварка в вакууме и аргонодуговая вольт-амперная электродом в камерах с контролируемой атмосферой. При ЭЛС (табл. 40) обеспечиваются более высокие пластические свойства металла шва, чем свойства основного металла.

При всех способах сварки Zr и его сплавов необходимо применять легкое удаление окисных пленок с поверхности кромок механическим путем, либо химической обработкой: 45% $HNO_3 + 10\% HF + 45\% H_2O$.

После сварки применяется термодобработка - высокотемпературный отжиг ($T = 1023...1123$ К, $t = 40...60$ мин в зависимости от толщины металла), охлаждение с печью. Термодобработка способствует снижению склонности к образованию холодных трещин и замедленному разрушению. Несколько снижаются требования по содержанию примесей внедрения при наплавке циркония на графитовые пластины для их защиты от гелиевых нейтронов.

§ 9. Особенности сварки ниобиевых и танталовых сплавов

Сплавы ниобия. Вн - 2АЭ (4,1% Mo, 0,7% Zr, ≤ 0,08% C); Вн - 3 (4,6% Mo, 1,4% Zr, ≤ 0,13% C); Вн - 7 (4,0% Ti, 5% Al, ≤ 0,08% C). При сварке и других видах тепловой обработки требуется эффективная защита при T ≥ 673 К ввиду большой активности сплавов к кислороду.

Сила тантала Ta + 30% Nb + 7,5% V (ρ = 11,8 г/см³, σ_с = 690 МПа).

Промышленное применение нашла электронно-лучевая сварка в вакууме и аргонодуговая вольфрамовым электродом. Перед сваркой кромок деталей из ниобиевых сплавов обрабатываются реактивом 22% HF + 8% HNO₃ + 15% H₂SO₄, из танталового сплава - реактивом 90% HF + 10% HNO₃.

После сварки соединения из ниобиевых сплавов подвергается термической обработке при T (1423...1473) К.

Для тонколистных соединений из ниобиевых сплавов широко применяется ЭДС. Режим ЭДС сплава Вн-2АЭ (ρ = 0,8...1,0 мм): I = (40...50) мА, U = (25...30) В; U_{св} = 26 В/ч. Более универсальным способом соединения из ниобиевых сплавов является аргонодуговая сварка электродом. При δ = 0,5...1,5 мм I = 140√δ, U = (8...14) В, U_{св} = (25...40) В/ч (сварка без подачи присадки).

§ 10. Технологические особенности аргонодуговой и электронно-лучевой сварки однородных и комбинированных соединений из ниобиевых и танталовых сплавов

А. Сварка ниобия и его сплавов с хромоникелевыми аустенитными сталями. Основное затруднение получения качественных сварных соединений ниобия и его сплавов с такими конструктивными материалами, как стали, хромоникелевые сплавы - низкая растворимость Fe, Ni, Si в ниобии. Кроме того, необходимо учитывать значительную разницу теплофизических свойств этих материалов и ниобия.

В связи с 1-й особенностью возможно образование хрупких интерметаллидов типа FeNb, NbCr₂, Ni₃Nb и др., из-за 2-й - неуправляемое формирование сварного шва и образование трещин из-за значительных температурных напряжений (α_{Nb} = 7·10⁻⁶ 1/град, α_{12Х18Н10Т} = 18·10⁻⁶ 1/град).

Практическое применение нашли следующие варианты сварки соединений ниобия с аустенитной сталью 12Х18Н10Т:

введение в состав металла сварочной ванны (шва) элементов, образующих непрерывный ряд твердых растворов как с Nb, так и с Fe; применение промежуточных "вставок" из материалов, образующих твердые растворы с Nb и Fe; непосредственное соединение путем расплавления стали без плавления Nb, который нагревается до T = 1973 К (рис. 33).

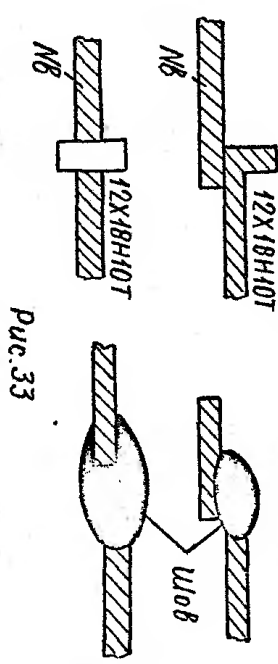


Рис. 33

Для улучшения смачиваемости и сокращения времени активации поверхности ниобия (время 1,5...2,0 с), при котором еще не образуются интерметаллиды, поверхность свариваемых кромок Nb обрабатывается реактивом 60% HNO₃ + 40 HF.

В качестве основных способов сварки применяются ЭДС либо аргонодуговая в камерах с контролируемой атмосферой.

В зависимости от толщины материалов возможны различные виды соединений (δ = 0,3...0,5 мм). Контактный нагрев ниобия расплавленной сталью создает благоприятные условия для исключения образования интерметаллидов типа Fe₃Nb₂, NbCr₂, NiNb как при сварке стали 12Х18Н10Т с Nb, так и со сплавом Вн-2. Режимы сварки Вн-2 со сталью 12Х18Н10Т приведены в табл. 43.

Б. Сварка разнородных соединений ниобия и тантала с титановыми сплавами. Основные затруднения при сварке - высокая чувствительность к примесям внедрения. Режимы сварки сплавов ОТ4-1 и ниобиевого сплава Вн-2 приведены в табл. 44.

В сварных соединениях сплава Вн-2 с титановым сплавом ОТ4-1 опасна зона рекристаллизации со стороны ниобиевого сплава.

В качестве показателя работоспособности соединений принимается угол изгиба α, зависящий от суммарного содержания примесей внедрения (табл. 45).

Соединения характеризуются образованием прослоек как со стороны сплава ОТ4-1, так и со стороны ниобиевого сплава Вн-2.

Режимы аргонодуговой сварки разнородных соединений
сплава ВН-2 со сплавом ОГ4-1

3, мм	I, А	U, В	U _{ср} , М/ч	G _{ср} , л/мин		
				в то-релку	в шлейф	в под-кладку
0,8	110...120	10...12	40	8,5	5	2
1,2	125...130	10...12	40	10	5	2
1,5	160...170	12...14	40	10	5	2,5
2,0	200...220	12...14	20	10	6	2,5

Примечания: 1. $\beta_e = 590$ МПа, $\alpha = 40^\circ$. 2. Дуга смешанная на 0,5 d_э в сторону сплава ВН-2. 3

Т а б л и ц а 44

Влияние примесей внедрения на прочностные и пластические свойства сварных соединений сплава ВН-2 со сплавом ОГ4-1

Способ вылав-ки сплава ВН-2	Содержание газовых примесей внедрения			Вид сварки	α , град.
	N ₂	O ₂	H ₂		
Дуговой	0,05	0,038	0,003	Аргонодуговая	30...45 40
Электронно-лучевой в вакууме	0,038	0,025	0,0012	Электронно-лучевая в вакууме	180
	0,01	0,007	0,0015		180
	0,01	0,007	0,0015		180

Т а б л и ц а 45

Механические свойства сварных соединений нитобия и его сплава ВН-2 с высоколегированными титановыми сплавами

Сочетание	G _{ср} , МПа н/мм		
	293	573	773
ВН14+нитобий технологический	390	390	-
ВН14+ВН2	530	440	350
ВН15+ВН2	590	430	355

Сварку разнородных соединений из тантала с титановыми сплавами выполняют при тех же режимах (несколько выше сила тока, примерно на 15%), сварочная дуга смешивается от сгика на 3/4 d_н в сторону танталовой детали. Разрушение соединений происходит по танталу ($\beta_e = 440$ МПа; угол загиба $\alpha = 180^\circ$).

Удовлетворительные механические свойства соединений обеспечиваются при сварке $\alpha + \beta$ - и β -сплавов титана с нитобием и его сплавами после термической обработки для снятия напряжений при T = 1023 - 1100 К (табл. 45).

§ 11. Особенности сварки молибдена, вольфрама и сплавов на их основе

Загрязнения при сварке молибдена и его сплавов определяются прежде всего их высокой чувствительностью к термическому циклу сварки, в результате чего возможно резкое понижение пластических свойств металла околошовной зоны в интервале температур (2120...2270) К и (2300...2350) К.

Под влиянием поля сварочных напряжений в этих зонах возможно образование холодных трещин. Из-за вредного влияния кислорода необходимо взаимодействие с воздухом. Допустимое содержание кислорода в инертном защитном газе не должно превышать 0,001% (объемных). В зависимости от содержания кислорода в металле шва возможно резкое снижение его пластических свойств ($[O] \geq 0,004\%$) либо образование трещин при $[O] \geq 0,02\%$, кроме того, возможно образование пор в сварном шве из-за повышенной летучести MoO₃ при T = 1750 К [2].

Загрязнения при сварке вольфрамовых сплавов определяются трудно-кристаллитной структурной литого металла шва, возможным его охрупчиванием из-за повышения концентрации примесей внедрения в процессе сварки. Особенно опасны активное взаимодействие вольфрама с кислородом при высоких температурах и его склонность к хрупкому разрушению при обычных температурах в результате выделение по границам литых зерен крупных прослоек, образующихся на основе окислов вольфрама.

Оценивая технологическую свариваемость молибденовых и вольфрамовых сплавов по сравнению с другими тугоплавкими сплавами, можно отметить, что молибденовые и вольфрамовые сплавы относятся к плохо свариваемым материалам и требуют более эффективных средств защиты от кислорода, а также применения предварительного и сопутствующего подогрева при сварке, а после сварки - термической обработки [2].

§ 12. Примеры обоснования выбора режимов сварки, сварочных материалов и режимов термической обработки соединений из молибденовых и вольфрамовых сплавов

Для молибдена и его сплавов применяется сварка в среде инертных газов W -электродом. Перед сваркой поверхность соединяемых элементов должна быть очищена от всех загрязнений и окисных пленок. Для этой цели применяется химическая обработка реактивами:

- 100%-ный раствор едкого Na , перманганат калия - 5%, время обработки (5...10) мин при T (339...358) К;
- раствор H_2SO_4 - 18 частей, HCl - 15 частей, H_2O - 70 частей (6...10% хромовой кислоты добавляется к смеси), время (5...10) мин, $T \sim 298$ К.

Режимы аргонодуговой и геливо-дуговой сварки молибдена вольфрамовым электродом без присадки на постоянном токе полнрности приведены в табл. 46 [2].

Таблица 46

4, мм	Защитный газ	I, А	U, В	$U_{ср}$, м/ч	$d_{э}$, мм
1	He	65	20	18,3	2,2
1,5	Ar	180	18	9	2,4
1,6	Ar	200	18	18	3,2
3,2	He	260	20	12	3,2

Режимы сварки молибденовых сплавов в среде инертных газов вольфрамовым электродом без присадки

Таблица 47

1, мм	Число проходов	I, А	U, В	$U_{ср}$, м/ч
3,2	1	470	32	30,5
6,4	1	470	30	30,5
6,4	2	470	30	30,5

Режимы сварки молибденовых сплавов плавающим электродом в среде гелия на постоянном токе обработки полнрности

Примечание. Расход гелия 70 л/мин.

Для снижения склонности металла околошовной зоны к образованию трещин рекомендуется подогрев 823...923 К.

Некоторые нестандартные формы применяются сварка в инертных газах плавающим электродом (табл. 47) материала $\delta > 3$ мм [26]. Учитывая повышенную чувствительность молибдена и его сплавов к концентраторам напряжения, рекомендуется шлофование поверхности шва и переходного участка к металлу околошовной зоны, чем достигается

увеличение угла изгиба α от 5 до 140°.

Применение электронно-лучевой сварки в вакууме позволяет уменьшить ширину шва и околошовной зоны [26] по сравнению с аргонодуговой сваркой (табл. 48).

Таблица 48

Способ сварки	Максимальная ширина шва, мм		Общая ширина участков с измененной структурой, мм	$\sigma_{ср}$, МПа	
	шов	опш		$T=293$ К	$T=1273$ К
Ar-дугов. W-электрод.	4,2	2,1	8,4	400	325
ЭЛС	1,5	0,8	3,1	380	320

Ширина шва и зоны термического влияния соединений молибдена $\delta = 2$ мм в зависимости от способа сварки

Для повышения деформационной способности сварных соединений из молибденовых сплавов применяется высокотемпературный отпуск $T = 1220...1250$ К, время выдержки (4...5) ч.

Учитывая хрупкость сварных соединений из вольфрама и его сплавов при нормальной температуре и повышенную склонность к образованию трещин, сварку выполняют с предварительным подогревом до $T = 770$ К. Следует исключать жесткое закрепление деталей. После сварки применяется термическая обработка при $T = 2070$ К в течение 1 ч [27]. Более высокие пластические свойства соединений вольфрама и его сплавов обеспечиваются за счет снижения эффекта разупрочнения в зоне рекристаллизации при сварке в твердой фазе, например, диффузионной в вакууме с применением электронно-лучевого нагрева до 2300...2500 К и приложением давления до 10 МПа [27].

Удовлетворительные результаты получаются при сварке трением деталей компактного сечения из вольфрамовых сплавов. Малонагруженные тонкошшовные соединения из вольфрама и его сплавов, например экраны жаровых камер, успешно выполняются электрической контактной точечной сваркой.

Рекомендуемая дополнительная литература
для подготовки рефератов

1. Никитин Г. Д. Металлургия сварки сплавов титана. М.: Машиностроение, 1972. — 259 с.
2. Турецкий С. М. Справочник по сварке цветных металлов. — Киев: Наукова думка, 1981. — 606 с.
3. Деминский В. П. Сварка цветных металлов и сплавов на нежелезной основе. Конспект лекций по разделу курса "Технология сварки сплавов" — Л.: ЛПИ, 1972. — 116 с.
4. Козачев Б. А., Иванов В. А., Елагин В. И. Металлосварение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1972. — 480 с.
5. Рабегин Д. М., Игнатев В. Г., Довоженко И. В. Состояние и перспективы применения алюминиевых сплавов в сварных конструкциях. — Киев: Наукова думка, 1975. — 47 с.
6. Алюминиевые сплавы (свойства, обработка, применение). / Под ред. Нильсена Х., Хуффалега В., Танлиса Г. — М.: Металлургия, 1979. — 678 с.
7. Кох В. А. Основы термодинамики металлургических процессов сварки. — Л.: Судостроение, 1975. — 240 с.
8. Столов В. И., Осянкин Г. В., Сидоров В. П. Сборка под сварку продольного шва тонкостенных труб. Технологии производства сварных и паяных конструкций. Вып. 1, Саратов, 1973, с. 3-7.
9. Промышленные деформированные, спеченные и литые алюминиевые сплавы / Под ред. Квасова Ф. И. — М.: Металлургия, 1972. — 552 с.
10. Абралов Н. А., Кудашев А. Т. Повышение качества сварных соединений из алюминиевых сплавов О1420 и АМг6. — Сварочное производство, 1980, № 3, с. 18-20.
11. Мигулев Н. Г., Дуленков В. М. Сопротивление деформации и пластичность алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 310 с.
12. Рабегин Д. М., Волдарев А. А. Технологическая инертность по электроно-лучевой сварке алюминия и его сплавов в вакууме. — Киев: 1979. — 15 с.
13. Соснин Н. А., Ципков М. Д. Исследование сварки скалой дугой соединенный из сплава АМг6. — Автоматическая сварка, 1977, № 12, с. 19-20.
14. Столов В. И. и др. Допущена величина отклонения электрода при сварке сплава АМг61 трехфазной дугой. — Сварочное производство, 1981, № 10, с. 16-18.

15. Осянкин Г. В., Мельтер В. А. Установка для сварки продольных швов тонкостенных труб из алюминиевых сплавов. — Технологии производства сварных и паяных конструкций. — Саратов, 1973, вып. 1, с. 8-10.

16. Шоршоров М. Х., Мешеркин В. Н. Фазовые превращения и изменение свойств сплавов титана при сварке (Атлас). — М.: Наука, 1973. — 159 с.

17. Сварные соединения титановых сплавов. / Моисеев В. Н., Кудашев Ф. Р., Катрилов Ю. Т., Шононова Л. В., Васкин Ю. В. — М.: Металлургия, 1978. — 247 с.

18. Жижман В. Б., Михайлов А. С. Исследование работоспособности зоны термического влияния сварных соединений из титановых сплавов. Сборник тезисов докладов к XXIV Итоговой конференции по производству и научно-исследовательским работам в области сварки, выполненным в 1972 году. — Л.: Судостроение, 1973, с. 355-357.

19. Теоретические основы сварки. Под ред. Фролова В. В. — М.: Высшая школа, 1970. — 584 с.

20. Петров Г. Д., Тумарев А. С. Теория сварочных процессов. — М.: Высшая школа, 1977. — 388 с.

21. Глазнов С. Г., Моисеев Е. Н. Конструкционные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1974. — 368 с.

22. Ципков М. Д. Поглощение азота из атмосферы камеры при сварке титана вольфрамовым электродом. — Труды ЛПИ, 1969, № 308, с. 172-176.

23. Ципков М. Д. Влияние химического состава титановых сплавов на их окисление при сварке вольфрамовым электродом в камере с контролируемой атмосферой. — Труды ЛПИ, 1970, № 315, с. 133-139.

24. Петров Г. Д., Корчменкин А. Е. Неоднородность распределения водорода в сварных соединениях титановых сплавов. — Труды ЛПИ, 1968, № 299, с. 282-289.

25. Зеленова М. И. и др. Влияние состава защитной среды на конечное содержание водорода в металле шва при сварке сплава ТТ-3В. — Труды ЛПИ, 1974, № 336, с. 12-16.

26. Турецкий С. М. Сварка химически активных и тугоплавких металлов и сплавов. — Киев: Наукова думка, 1975. — 58 с.

27. Рабенко В. В. и др. Электроно-лучевая сварка деталей турбин. — Электротехническая промышленность. Электросварка, 1975, вып. 1 (2), с. 3-5.