



ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ФЛЮСА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ВЫСОКОПРОЧНОГО МЕТАЛЛА ШВА

Чл.-кор. НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. В. ГОЛОВКО, В. Ф. ГРАБИН**, кандидаты техн. наук, **В. А. КОСТИН**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

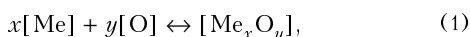
Установлено, что снижение кислородного потенциала сварочного флюса способствует изменению содержания легирующих элементов в игольчатом феррите и снижению размера включений, образующихся в низколегированном высокопрочном металле швов. При использовании флюсов с низким кислородным потенциалом комплексное раскисление алюминием и титаном приводит к снижению содержания молибдена в игольчатом феррите и повышению стойкости металла сварных швов против хрупкого разрушения.

Ключевые слова: дуговая сварка, флюсы, кислородный потенциал, металл шва, микроструктура, игольчатый феррит, неметаллические включения, активность элементов

Получение требуемых физико-механических свойств металла швов низколегированных сталей достигается в основном благодаря присутствию в них углерода и дополнительного введения добавок легирующих элементов. В швах этого типа указанные свойства обеспечиваются за счет образования ферритно-цементитных структур и структур распада аустенита (а в ряде случаев — мартенсита) в промежуточной области. Повышение уровня легирования для получения высоких прочностных свойств снижает стойкость такого металла против образования трещин.

В последние годы для улучшения свариваемости и повышения стойкости против образования трещин наметилась тенденция применения высокопрочных низколегированных сталей со сверхнизким (менее 0,04 мас. %) содержанием углерода. Как известно, углерод является основным упрочнителем стали, поэтому уменьшение его массовой доли сопровождается снижением прочностных характеристик металла. Для обеспечения требуемого уровня прочности в таких сталях увеличивают содержание легирующих элементов с целью упрочнения структурных составляющих твердого раствора.

Процесс легирования металла в общем виде можно представить реакцией



в соответствии с которой в зависимости от содержания легирующих элементов в металле и кислородного потенциала флюса возможно как протекание реакции справа налево, так и в обратном направлении. В результате происходит либо легирование твердого раствора, либо образование неметаллических включений (НВ).

В работах [1–4], посвященных исследованию влияния процессов легирования на условия формирования структуры низколегированных сталей, авторы отмечают особую роль таких высокоак-

тивных раскислителей, как алюминий и титан, являющихся одновременно легирующими элементами. При изучении влияния этих элементов на структуру металла сварных швов основное внимание уделяли алюминий- и титансодержащим НВ, а именно: их количеству, составу, размерам и плотности распределения. Проблемы влияния легирования твердого раствора алюминием и титаном на формирование отдельных структурных составляющих до сих пор оставались на втором плане.

Изучение особенностей легирования твердого раствора металла швов является актуальным, но малоисследованным вопросом. Исследования в этой области позволят расширить применение такого прогрессивного вида конструкционных материалов, как высокопрочные низколегированные стали, в том числе с ультранизким содержанием углерода.

Цель настоящей работы состоит в изучении влияния раскисления сварочной ванны алюминием и титаном в зависимости от кислородного потенциала флюса на уровень легирования и содержание отдельных структурных составляющих металла сварных швов, а также на механические свойства наплавленного металла.

Методика проведения эксперимента. Как указывалось ранее, при дуговых процессах сварки

Таблица 1. Маркировка швов и характеристики сварочных флюсов

Тип сварочного флюса, (В1)	№ шва	Массовая доля легирующих элементов, %		Кислородный потенциал μ_{O_2} , кДж/моль
		Al	Ti	
BMS 166 AC Кислый (0,67)	13/1	0,5	—	-307
	13/4	—	0,4	
	13/7	0,5	0,2	
BAV 156 DC Нейтральный (1,25)	9/1	0,5	—	-337
	9/4	—	0,4	
	9/7	0,5	0,2	
BFB 156 DC Основной (2,53)	19/1	0,5	—	-369
	19/4	—	0,4	
	19/7	0,5	0,2	



Таблица 2. Химический состав металла швов и сварочной проволоки (мас. %) в исследованных образцах

Объект анализа	C	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo	Cr	Cu	S	P
Сварочная проволока	0,020	0,002	0,16	0,004	2,29	0,62	0,17	0,17	0,20	0,010	0,011
Металл шва											
13 / 1	0,032	0,007	0,84	0,001	2,40	0,84	0,19	0,12	0,15	0,009	0,004
13 / 4	0,031	0,010	0,89	0,003	2,48	0,82	0,20	0,11	0,15	0,019	0,005
13 / 7	0,035	0,007	0,81	0,001	2,39	0,82	0,19	0,13	0,16	0,009	0,005
9 / 1	0,036	0,011	0,35	0,003	2,32	0,84	0,18	0,18	0,18	0,009	0,007
9 / 4	0,036	0,014	0,32	0,003	2,36	0,84	0,17	0,18	0,19	0,008	0,007
9 / 7	0,039	0,014	0,41	0,003	2,46	0,89	0,19	0,17	0,19	0,009	0,008
19 / 1	0,037	0,023	0,13	0,005	2,43	0,55	0,17	0,17	0,14	0,009	0,005
19 / 4	0,036	0,028	0,13	0,003	2,46	0,52	0,16	0,17	0,13	0,007	0,009
19 / 7	0,038	0,034	0,12	0,002	2,53	0,52	0,19	0,15	0,15	0,008	0,007

Таблица 3. Распределение НВ (мас. %) по размерам в металле исследуемых швов

π_{O_2} , кДж/моль	Раскис- литель	Размер НВ, мкм									$V_{НВ}^*$, об. %
		≤ 0,5	0,5...1,0	1,1...1,5	1,6...2,0	2,1...2,5	2,6...3,0	3,1...3,5	3,6...4,5	4,6...6,0	
-307	Al	18,6	37,0	21,2	10,5	5,4	2,0	1,7	1,4	0,2	1,18
	Ti	25,1	37,5	18,7	9,0	4,6	1,9	1,4	0,7	0,1	1,36
	Al + Ti	18,1	34,3	17,9	14,2	5,5	4,5	1,2	1,5	0,4	1,09
-337	Al	19,5	50,8	20,5	5,6	2,2	0,7	0,6	0,3	0	0,36
	Ti	21,9	50,8	19,3	4,6	2,2	1,0	0	0	0	0,38
	Al + Ti	19,2	46,9	19,1	7,9	3,27	1,5	1,5	0,6	0	0,33
-369	Al	22,9	50,0	17,2	7,5	2,2	0,2	0	0	0	0,27
	Ti	22,1	44,3	19,9	6,2	1,7	1,0	0,2	0,2	0	0,26
	Al + Ti	20,1	51,2	19,8	5,5	1,7	1,1	0,3	0	0	0,22

* $V_{НВ}$ — объемная доля НВ.

в зависимости от кислородного потенциала газовой фазы легирующие элементы, переходящие из сварочных материалов в металл швов, находятся либо в составе НВ, либо в твердом растворе. Следовательно, изменяя кислородный потенциал флюса и его легирующую способность, можно управлять содержанием определенных структурных составляющих в металле швов, полученных при сварке под флюсом.

Для проведения исследований выбраны образцы наплавленного металла многопроходных швов, выполненных сваркой под агломерированными флюсами, что дало возможность управлять как кислородным потенциалом газовой и шлаковой фаз, так и легированием металла швов. Для изучения влияния легирования твердого раствора на содержание структурных составляющих в металле швов в состав флюсов вводили алюминий и/или ферротитан с массовой долей титана 25 %.

Стыковые соединения, собранные в соответствии с требованиями Европейского стандарта EN 1597-1 [5], получали на низколегированной стали 10ХСНД (ГОСТ 19282-73) толщиной 20 мм при сварке проволокой Св-04НЗГТА диаметром 5 мм. Сварку выполняли на постоянном токе обратной полярности на следующем режиме: $I_{св} = (620 \pm 5)$ А; $U_{д} = (30 \pm 1)$ В; $v_{св} = (20 \pm 0,5)$ м/ч; $q_{св} = 48$ кДж/см.

Сварку осуществляли под флюсами трех типов, различавшимися между собой индексом основности

В1, который рассчитывали по формуле МИС [6]. Кислородный потенциал флюса определяли в соответствии с формулой из работы [7]

$$\pi_{O_2} = RT \ln P_{O_2} \text{ [кДж/моль } O_2],$$

где R — универсальная газовая постоянная, равная 8,31 Дж/(моль·К); T — температура расплава, К; P_{O_2} — парциальное давление кислорода над расплавом шлака, измеренное по методике, предложенной в работе [8].

Тип сварочных флюсов (в соответствии с EN 756), их кислородный потенциал, а также содержание алюминия и титана в флюсах приведены в табл. 1.

Образцы для металлографических исследований вырезали из наплавленного металла. Химический состав металла определяли методом спектрального анализа на установке Baird, оборудованной компьютером IBM. Для каждого образца проводили от трех до пяти определений. Усредненные результаты анализа и состав сварочной проволоки приведены в табл. 2.

В ходе металлографических исследований определяли долю отдельных составляющих микроструктуры металла сварных соединений, содержание легирующих элементов в твердом растворе, элементный состав и распределение НВ. Микроструктуру металла сварных соединений исследовали методами оптической и электронной металлографии с использованием светового микроскопа

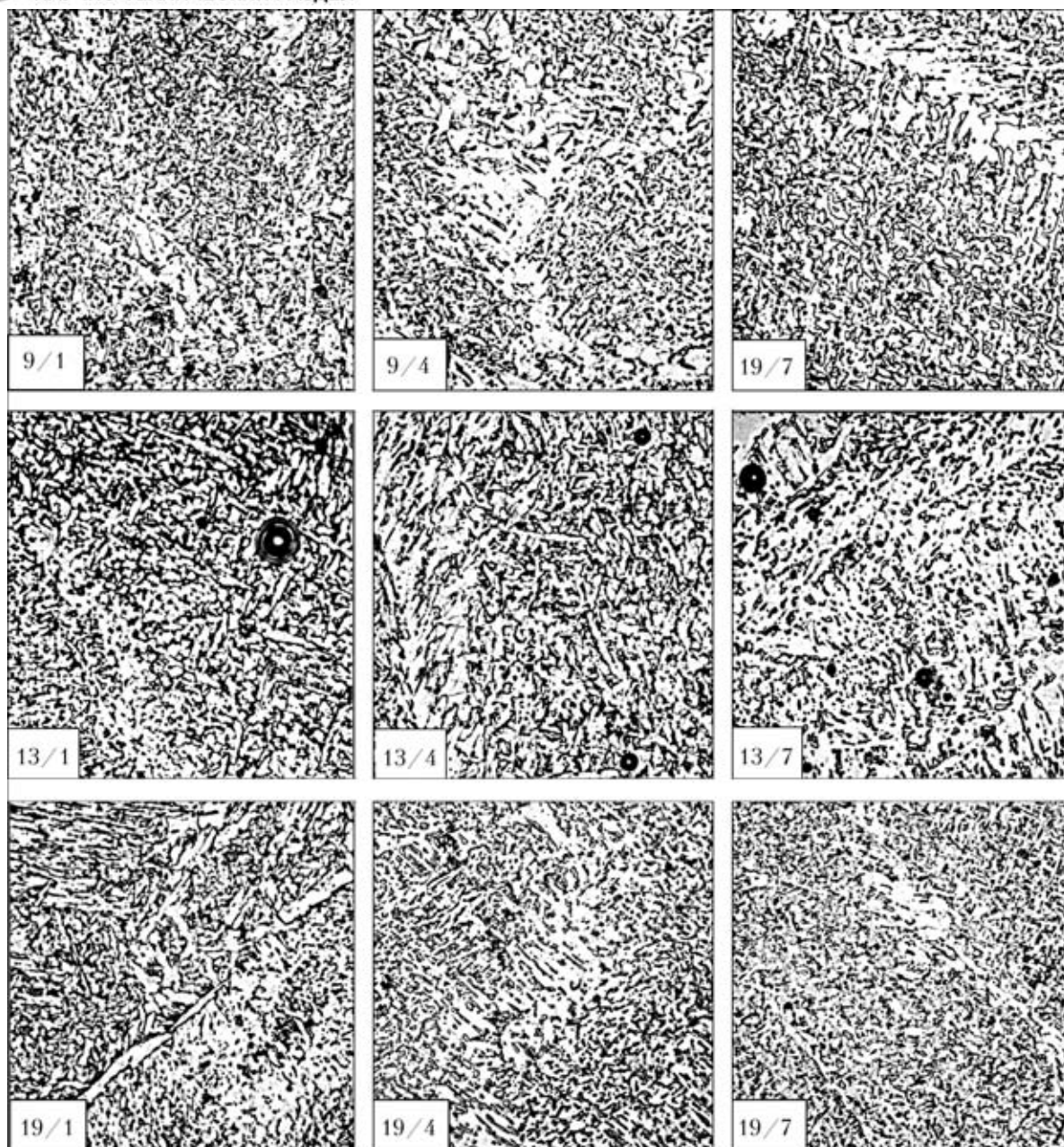


Рис. 1. Микроструктуры (X400) металла швов низколегированных высокопрочных сталей

«Neophot-32» и растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «Jeol», оборудованного платой захвата изображений MicroCapture для последующей их регистрации на экране компьютера. Количественное определение микроструктурных составляющих проводили в соответствии с методикой МИС [9]. Содержание легирующих элементов в твердом растворе и элементный состав НВ определяли микрорентгеноспектральным анализом с помощью энергодисперсионного спектрометра Link 860/500 фирмы «Link System» и волнодисперсионного спектрометра «Ortec» фирмы «Ortec».

Микроструктуры металла исследованных образцов приведены на рис. 1.

Данные о распределении НВ по размерам и содержанию легирующих элементов в НВ приведены в табл. 3 и 4.

Результаты исследований. В ходе металлографических исследований установлено, что в образцах металла швов присутствуют следующие основные структурные составляющие: игольчатый феррит (ИФ), полигональный (аллотриоморфный) феррит (ПФ), феррит Видманштетта (ВФ), феррит с упорядоченной (ФУВ) и с неупорядоченной (ФНУВ) второй фазой, а также мартенситно-аустенитно-карбидная (МАК) фаза. Данные о содержании этих структурных составляющих в

Таблица 4. Массовая доля легирующих элементов в НВ, %

π_0 , кДж/моль	Al	Ti	Si	Mn	Mo
-307	2,6	1,0	51,0	43,2	0,1
-337	11,5	3,6	21,4	62,9	0,5
-369	27,2	2,0	20,5	49,7	0,5

Примечание. Никель в составе НВ отсутствует.



Таблица 5. Объемная доля основных структурных составляющих (%) в металле исследованных швов

№ шва	ПФ	ВФ	ИФ	ФУВ	ФНУВ	МАК-фаза
13/1	16...20	10	31...37	14...15	24...27	5,4
13/4	18...20	9...12	25...34	16...27	20...23	5,0
13/7	15...20	6...7	44...48	24...25	20...27	3,4
9/1	13...19	3...5	40...45	17...20	23...25	4,0
9/4	13...17	3...9	46...49	13...19	16...18	5,0
9/7	13...22	7	43...46	13...18	6...14	2,3
19/1	10...15	3	50...55	16...27	17...21	2,5
19/4	10...13	4	48...50	12...25	32...37	3,5
19/7	6...12	2	48...51	11...15	36...38	2,4

исследованных образцах (табл. 5) свидетельствуют о том, что наиболее заметное влияние на содержание отдельных составляющих оказывает легирование металла швов алюминием. Как видно из рис. 2, раскисление сварочной ванны алюминием вне зависимости от кислородного потенциала флюса приводит к ограничению объемной доли ПФ в металле шва, в то же время в случае раскисления титаном содержание этой структурной составляющей определяется только уровнем π_O .

Как показали результаты исследований (см. табл. 2), при легировании через флюсы кислого и нейтрального типов содержание алюминия в металле шва изменяется незначительно. В случае использования флюса основного типа ($\pi_O = -369$ кДж/моль) массовая доля алюминия в наплавленном металле увеличивается с 0,023 до 0,034 %. Содержание титана в металле, наплавленном под всеми флюсами всех типов, примерно одинаково (0,001...0,005 %).

В соответствии с намеченной программой исследований, помимо общего химического состава металла образцов, определяли также содержание

легирующих элементов в отдельных структурных составляющих и элементный состав НВ. На основании данных об $V_{НВ}$ в образцах наплавленного металла и распределении НВ по размерам (см. табл. 3) можно сделать вывод, что в исследованных образцах в основном обнаружены НВ размером 0,5...1,5 мкм. Состав НВ, приведенный в табл. 4, свидетельствует о том, что их основой являются силикаты марганца. Со снижением кислородного потенциала флюсов в составе НВ возрастает суммарное содержание алюминия и незначительно титана. Увеличение содержания алюминия в наплавленном металле приводит к возрастанию его массовой доли в НВ (рис. 3).

Влияние изменения состава НВ на структуру наплавленного металла показано на рис. 4. Во всех случаях повышение содержания алюминия в составе НВ приводит к снижению количества ПФ и росту ИФ в металле швов. Для металла швов, полученных при сварке под флюсами с более высокими значениями кислородного потенциала ($\pi_O = -307$ и -337 кДж/моль), эти изменения заметнее, чем в случае сварки под флюсами с низким кислородным потенциалом ($\pi_O = -369$ кДж/моль) (рис. 4, табл. 5).

Данные о содержании легирующих элементов в отдельных структурных составляющих металла исследованных швов приведены в табл. 6.

При понижении значения кислородного потенциала флюсов раскисление металла сварных швов алюминием приводит к снижению содержания кремния в ПФ, ИФ, МАК-фазе и увеличению содержания алюминия в ПФ и ИФ. Следует отметить также снижение содержания никеля и марганца в указанных структурных составляющих, характерное для образцов металла швов, полу-

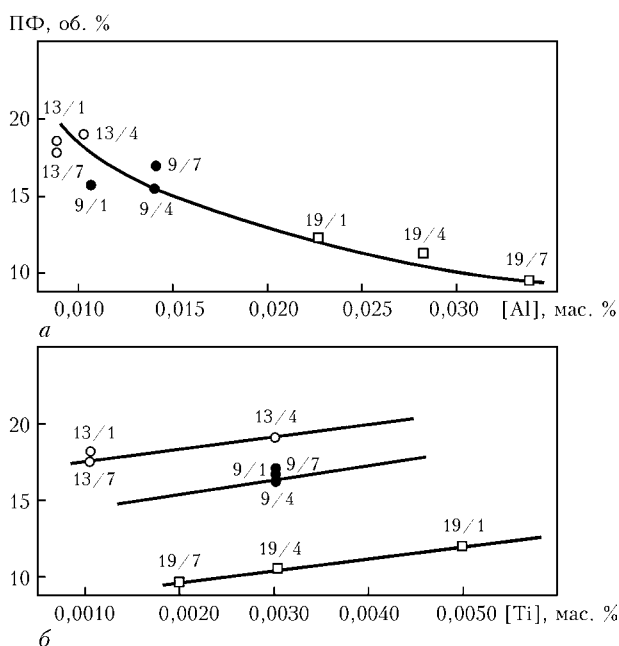


Рис. 2. Влияние содержания алюминия (а) и титана (б) в металле шва на объемную долю ПФ в его структуре при сварке под флюсами с различным кислородным потенциалом: ○ — $\pi_O = -307$; ● — -337 ; □ — -369 кДж/моль; цифры при значаках — номера швов

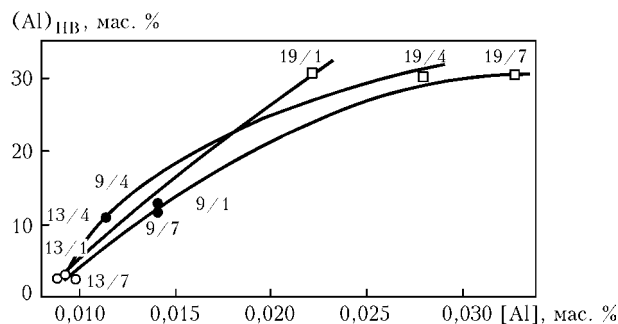


Рис. 3. Влияние содержания алюминия в металле швов на его содержание в НВ (см. обозначения рис. 2)



Таблица 6. Массовая доля легирующих элементов (%) в структурных составляющих металла швов

№ шва	Объект анализа	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo
13/1	ПФ	0	0,436	0,005	1,978	0,646	0
	ИФ	0	0,531	0,012	2,261	0,712	0,327
	МАК	0	0,776	0,028	2,202	0,769	0,507
13/4	ПФ	0	0,504	0,021	2,071	0,627	0,288
	ИФ	0	0,640	0,030	2,426	0,713	0,427
	МАК	0	0,495	0,056	2,826	0,689	1,130
13/7	ПФ	0	0,621	0	2,330	0,669	0,626
	ИФ	0	0,632	0	2,370	0,754	0,618
	МАК	0	0,455	0,034	2,890	0,553	0,256
9/1	ПФ	0	0,327	0,008	1,836	0,824	0,287
	ИФ	0,002	0,325	0,020	2,080	0,889	0,167
	МАК	0	0,363	0,026	2,171	0,895	0,822
9/4	ПФ	0	0,261	0,024	2,159	0,884	0,298
	ИФ	0	0,338	0,032	2,140	0,901	0,245
	МАК	0	0,411	0,040	2,145	0,867	0,340
9/7	ПФ	0,03	0,424	0	2,116	0,920	0,477
	ИФ	0,001	0,329	0,001	2,441	0,963	0,395
	МАК	0	0,585	0,054	3,088	1,144	0
19/1	ПФ	0,006	0,155	0	1,778	0,436	0,155
	ИФ	0,008	0,208	0,002	1,979	0,496	0,353
	МАК	0,001	0,249	0,040	2,117	0,544	0,001
19/4	ПФ	0,002	0,189	0,025	1,609	0,450	0,149
	ИФ	0	0,233	0,033	1,960	0,541	0,357
	МАК	0	0,215	0,044	1,968	0,567	0,624
19/7	ПФ	0,010	0,209	0	1,922	0,474	0,282
	ИФ	0,014	0,200	0,007	2,073	0,579	0,181
	МАК	0,002	0,332	0,040	2,505	0,484	0,726

ченных при сварке под флюсом с низким кислородным потенциалом ($\pi_{\text{O}} = -369$ кДж/моль).

При раскислении металла швов титаном понижение кислородного потенциала флюсов вызывает уменьшение массовой доли кремния при практически полном отсутствии алюминия в ПФ, ИФ и МАК-фазе, а также массовой доли никеля в ИФ и МАК-фазе. Наблюдается повышение содержания марганца в исследованных структурных составляющих в образцах металла, полученных при сварке под флюсом нейтрального типа ($\pi_{\text{O}} = -337$ кДж/моль), а также увеличение содержания молибдена в МАК-фазе при сварке под кислым флюсом ($\pi_{\text{O}} = -307$ кДж/моль).

Раскисление сварочной ванны одновременно с алюминием и титаном сопровождается снижением массовой доли кремния и увеличением алюминия в ПФ и ИФ при уменьшении кислородного потенциала флюсов. Для образцов, полученных при сварке под флюсами нейтрального типа, характерным является повышенное содержание марганца в ПФ, ИФ и МАК-фазе, а в случае сварки под флюсом основного типа — резкое увеличение массовой доли молибдена в МАК-фазе и уменьшение ее в ИФ.

Полученные результаты позволяют сделать вывод, что со снижением кислородного потенциала

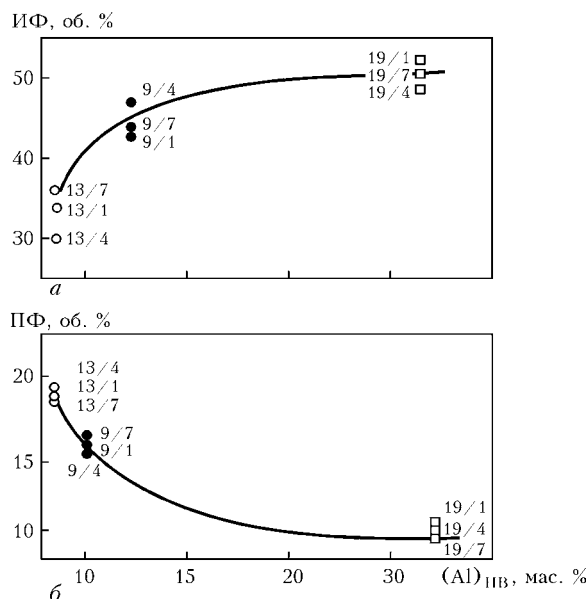


Рис. 4. Влияние содержания алюминия в НВ на объемную долю ИФ (а) и ПФ (б) в структуре наплавленного металла (см. обозначения на рис. 2)

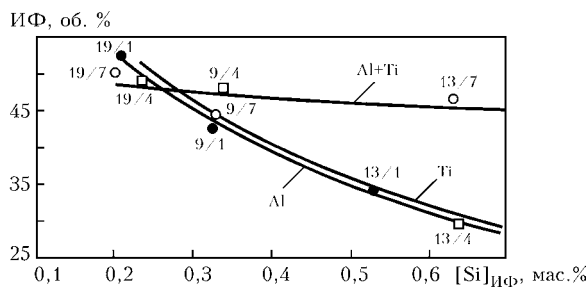


Рис. 5. Влияние содержания кремния в ИФ на объемную долю ИФ в металле швов при различных системах раскисления (см. обозначения на рис. 2)

сварочных флюсов в основном увеличивается содержание легирующих элементов (за исключением кремния) в структурных составляющих твердого раствора наплавленного металла. На этот процесс заметное влияние оказывает также выбор системы раскисления сварочной ванны.

Анализ результатов исследований и их обобщение. Структура металла низколегированных швов ИФ отличается наиболее оптимальным сочетанием показателей прочности и вязкости. Для лучшего понимания процессов, происходящих в металле швов, целесообразно рассмотреть в отдельности результаты исследования влияния комплекса факторов, относящихся к НВ, и анализа содержания легирующих элементов в основных структурных составляющих.

Вопрос о влиянии НВ на содержание ИФ в структуре металла сварных швов посвящено множество работ, среди которых хочется выделить фундаментальные исследования [10–12]. Авторы этих работ пришли к следующему выводу: с увеличением объемной доли НВ в металле швов снижается содержание в его структуре ИФ; для образования этой структурной составляющей в металле сварных швов наиболее предпочтительными являются мелкодисперсные включения типа алюмосиликатов марганца, а также НВ с повышенным



содержанием титана. Как показали полученные результаты исследований, в случае металла швов с ультранизким содержанием углерода наблюдается несколько иная зависимость. Увеличение кислородного потенциала флюсов приводит к росту объемной доли НВ в металле сварных швов (см. табл. 3), при этом содержание ИФ в их составе хотя и снижается, но остается на достаточно высоком уровне (см. табл. 5). Вполне вероятно, что такое явление связано с уровнем легирования ИФ в металле швов данного типа. Как видно из рис. 5, в металле швов, полученных при сварке под флюсами с системой легирования алюминием или титаном, уменьшение содержания кремния в ИФ сопровождается увеличением массовой доли последнего, а в случае использования флюсов системы легирования Al+Ti объемная доля ИФ остается практически на одном уровне независимо от степени легирования ИФ кремнием.

Такое неоднозначное влияние уровня легирования структурной составляющей на ее содержание в металле швов обычно связывают с изменением координат характеристических точек температурного интервала $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Известно [13], что сдвиг характеристических точек температурного интервала $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения можно проследить, рассмотрев изменения размеров первичного аустенитного зерна. С этой целью нами выполнены эксперименты по определению среднего размера первичных аустенитных зерен. Результаты, представленные на рис. 6, свидетельствуют о том, что с уменьшением кислородного потенциала флюсов происходит увеличение размера первичного аустенитного зерна в наплавленном металле. Данное обстоятельство, на наш взгляд, связано с изменением объемной доли НВ (см. табл. 3) и их распределения в пределах первичного аустенитного зерна.

В связи с этим была определена объемная доля НВ внутри и по границе первичного аустенитного зерна. Полученные результаты представлены в табл. 7. Из приведенных в ней данных видно, что наиболее эффективно тормозят рост первичного аустенита мелкодисперсные включения, расположенные по его границам. Изучение включений среднего размера показало, что на их границе располагаются включения более мелкие (0,2...0,4 мкм), чем в теле зерна (0,5...0,8 мкм).

Кроме того, установлено, что объемная доля НВ по границе первичного аустенитного зерна выше, чем объемная доля внутри зерна. Оценку неравномерности распределения НВ предложено проводить [12] с помощью коэффициента F , представляющего собой отношение

$$F = V_{гр} / (V_{гр} + V_{вн}),$$

где $V_{гр}$ и $V_{вн}$ — объемная доля НВ соответственно по границам и внутри первичного аустенитного зерна, отнесенная к единице площади.

Коэффициент F , связанный с их неравномерным распределением, для большинства исследованных швов составил 0,6...0,7. Полученные нами значения F оказались несколько ниже, чем пред-

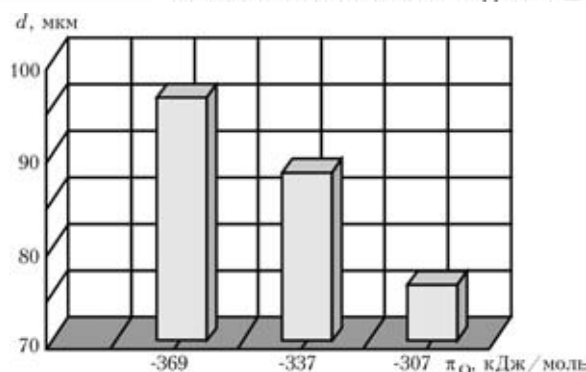


Рис. 6. Влияние кислородного потенциала флюсов π_0 на размер первичного аустенитного зерна d

ставленные в работе [12] — 0,7...0,8. Различие в распределении НВ между границей и внутренними областями первичного аустенитного зерна связано, по-видимому, как с более высоким тепловложением (4,2 кДж/мм в нашей работе против 2,5 кДж/мм — в [12]), так и с различием в основности используемых флюсов.

Как и следовало ожидать, объемная доля НВ по границе и внутри первичного аустенитного зерна выше при использовании кислого флюса по сравнению с нейтральным и основным флюсом (см. табл. 3). Сопоставляя данные, приведенные в табл. 7 и на рис. 6, можно прийти к заключению, что в целом повышение содержания НВ на границе первичного аустенитного зерна по сравнению с их содержанием во внутреннем объеме приводит к уменьшению размера аустенитного зерна. При использовании совместного раскисления сварочной ванны алюминием и титаном содержание включений внутри аустенитного зерна выше, чем в случае использования этих раскислителей отдельно, что объясняется эффектом комплексного раскисления металла. Это явление хорошо изучено и широко применяется в черной металлургии. Термодинамические расчеты показали, что реакция раскисления (1) идет слева направо до тех пор, пока не закончится один из реагентов в левой части уравнения или не наступит насыщение рас-

Таблица 7. Количество НВ и их усредненный размер в металле швов

π_0 , кДж/моль	Раскислитель	Объемная доля НВ в аустенитном зерне, %		F	Средний размер НВ в аустенитном зерне, мкм	
		по границам	внутри		внутри	по границам
-307	Al	1,398	0,971	0,590	0,590	0,382
	Ti	1,127	0,895	0,557	0,557	0,395
	Al + Ti	1,381	1,023	0,574	0,574	0,323
-337	Al	0,401	0,155	0,529	0,529	0,289
	Ti	0,372	0,172	0,683	0,683	0,249
	Al + Ti	0,341	0,192	0,639	0,639	0,295
-369	Al	0,385	0,124	0,754	0,754	0,253
	Ti	0,330	0,103	0,762	0,762	0,279
	Al + Ti	0,304	0,136	0,691	0,723	0,288



Таблица 8. Механические свойства металла сварных швов

№ шва	Временное сопротивление разрушению σ_b , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %	Истинное напряжение разрушения S_k , МПа	Ударная вязкость a_n , Дж/см ² , при температуре, °С	
						-40	-60
13/1	662...666	558...565	21...24	56	1505...1514	69...85	10...22
9/1	678...682	560...567	22...24	64...66	1883...2006	68...93	38...49
19/1	759...768	652...673	19...22	49...56	1488...1745	10...22	6...12
13/4	669...680	541...555	20...23	56...58	1545...1593	15...21	9
9/4	680...680	566...562	22...25	62	1789	49...61	10...37
19/4	740	591...601	18	49...51	1451...1510	19...33	7...19
13/7	633...637	548...555	22	53	1347...1355	28...35	9...12
9/7	623	514...529	25...29	71...73	2148...2307	37...44	17...18
19/7	682...700	624...650	21...24	70...71	2333...2352	120...150	56...118

твора продуктами взаимодействия. Константа равновесия такой реакции определяется из выражения

$$K = \frac{a_{Me_xO_y}}{a_{Me}^x a_O^y} \quad (2)$$

где $a_{Me_xO_y}$, a_{Me}^x , a_O^y — активность в металле соответственно оксида, раскислителя и кислорода.

Для реакций раскисления (при условии $K = const$) снижение активности оксида в металле приводит к уменьшению содержания кислорода в растворе. В случае комплексного раскисления в сварочной ванне образуются оксиды сложного состава, имеющие более низкую активность в расплаве по сравнению с «чистыми» оксидами алюминия или титана. В результате в металле швов, легированном алюминием и титаном, по сравнению с легированным только алюминием или только титаном, уменьшается общее содержание НВ (см. табл. 3) и повышается объемная доля НВ внутри аустенитного зерна (см. табл. 7). Участие в процессе раскисления кремния, который поступает в ванну из сварочных материалов, способствует образованию сложных алюмосиликатов, имеющих относительно высокую температуру плавления. Ра-

финирование сварочной ванны по НВ определяется межфазным натяжением на границе НВ–шлак. Межфазное натяжение на границе НВ–шлак типа оксида алюминия со сталью составляет около 1300 мН/м, а типа алюмосиликата марганца — 600 мН/м [13], поэтому при комплексном раскислении в металле швов возрастает ассимиляция силикатных включений шлаком и снижается их относительное содержание. В результате заметно повышается роль более тугоплавких НВ типа алюмосиликатов и оксидов титана в формировании вторичной структуры металла шва.

Из рис. 5 видно, что при комплексном раскислении сварочной ванны содержание ИФ в структуре металла швов выше, чем в двух других вариантах. Такие изменения, несомненно, должны сказаться на уровне механических свойств металла швов. Для проверки этого предположения были изготовлены образцы и проведены испытания, результаты которых приведены в табл. 8.

При сопоставлении данных, приведенных в табл. 6 и 8, видно, что в случае раздельного раскисления алюминием или титаном при низком кислородном потенциале флюсов ($\pi_O = -369$ кДж/моль) происходит возрастание уровня легирования ИФ молибденом, что вызывает ухудшение вязкости и пластичности образцов наплавленного металла. При совместном раскислении алюминием и титаном уровень легирования ИФ молибденом снижается с возрастанием основности сварочного флюса, что сопровождается увеличением истинного напряжения разрушения S_k образцов (рис. 7), которое характеризует стойкость металла против хрупкого разрушения. Это можно объяснить тем, что при снижении кислородного потенциала флюсов возрастает значение a_{Me}^x в уравнении (2), описывающем константу равновесия реакции раскисления и соответственно повышается содержание легирующих элементов в твердом растворе, а также увеличивается количество и дисперсность НВ в кристаллизующемся металле. При сварке под флюсами высокой основности с раздельным раскислением алюминием или титаном возрастание уровня легирования твердого раствора приводит к чрезмерно высокому упрочнению структурных составляющих и снижению вследствие этого вязкости и пластичности металла швов. В случае комплексного рас-

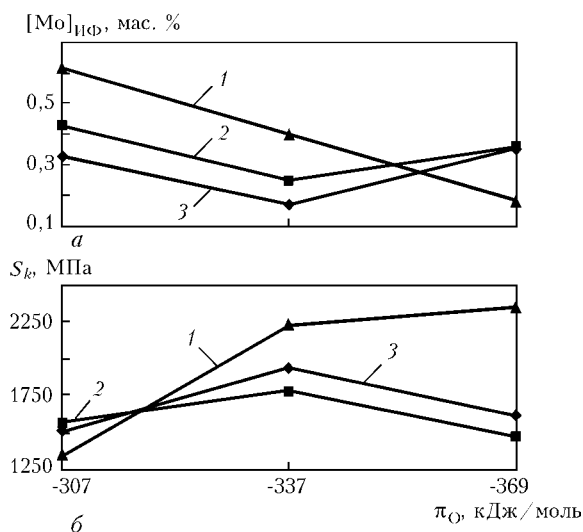


Рис. 7. Влияние кислородного потенциала флюсов π_O и системы раскисления сварочной ванны на содержание молибдена в ИФ (а) и истинное напряжение разрушения металла швов S_k (б): 1 — алюминий + титан; 2 — титан; 3 — алюминий

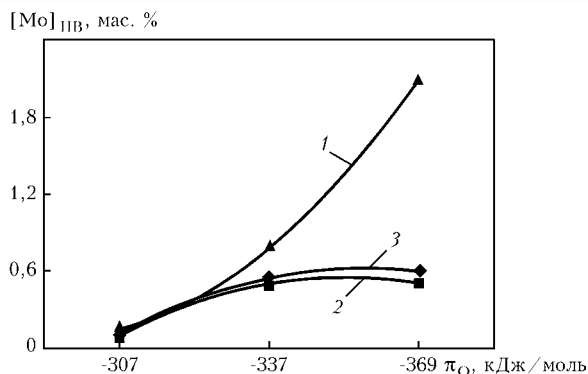


Рис. 8. Влияние кислородного потенциала флюса π_O на содержание молибдена в НВ (см. обозначения рис. 7)

кисления сварочной ванны значения a_{O}° уменьшаются и в металле образуются НВ сложного состава.

Известно, что элементы-сеткообразователи (кремний, ванадий, молибден, вольфрам) интенсивно растворяются в оксидных расплавах [14]. Как видно из табл. 4, при комплексном раскислении в металле швов образуются в основном алюмосиликаты, температура плавления которых составляет около 1700 °С, в то время как при раздельном раскислении НВ представляют собой силикаты марганца с температурой плавления 1200 °С. Если тугоплавкие включения могут быть удалены в шлаковую фазу в результате интенсивного гидродинамического перемешивания сварочной ванны, то НВ типа силикатов образуются в той температурной зоне ванны, которая характеризуется минимальным перемешиванием расплава. Некоторые из этих включений выделяются в качестве конденсированной фазы при температуре, ниже температуры кристаллизации металла. Благодаря этому факту, а также тому, что растворимость молибдена в алюмосиликатах выше, чем в силикатах (см. табл. 4 и рис. 8), при комплексном раскислении снижается уровень легирования молибденом структурных составляющих твердого раствора. В результате удастся обеспечить высокий уровень стойкости против хрупкого разрушения металла, наплавленного под флюсом высокой основности.

Выводы

1. На условия формирования структуры металла сварных швов заметное влияние оказывают кислородный потенциал сварочного материала, а также выбор системы раскисления сварочной ванны.

2. Снижение кислородного потенциала сварочных флюсов от -307 до -369 кДж/моль способствует изменению содержания молибдена в ИФ и снижению размера НВ, образующихся в металле швов с 1,20 до 0,24 %.

It has been found that decrease in oxygen potential of a welding flux leads to a change in the content of alloying elements in acicular ferrite and decrease in size of inclusions formed in a low-alloy high-strength weld metal. When using fluxes with low oxygen potential, complex deoxidation with aluminium and titanium causes decrease in the molybdenum content of acicular ferrite and increase in brittle fracture resistance of the weld metal.

3. Содержание НВ, расположенных по границам аустенитного зерна, выше, а их размеры меньше, чем у расположенных в его внутреннем объеме (см. табл. 7).

4. Повышение содержания мелкодисперсных включений по границам первичного аустенитного зерна тормозит их развитие в процессе охлаждения металла.

5. При использовании флюсов с низким кислородным потенциалом комплексное раскисление алюминием и титаном приводит к снижению содержания молибдена в ИФ и повышению стойкости металла сварных швов против хрупкого разрушения.

6. Изменяя систему раскисления и основность флюса, можно управлять процессами формирования оптимальной структуры для получения наиболее высоких показателей прочности и пластичности сварных швов низколегированных сталей со сверхнизким содержанием углерода, стойких против хрупкого разрушения.

1. *Поволоцкий Д. Я.* Алюминий в конструкционной стали. — М.: Металлургия, 1970. — 270 с.
2. *Лякишев Н. П., Плинер Ю. Л., Ланко С. И.* Легирующие сплавы и стали с титаном. — М.: Металлургия, 1985. — 232 с.
3. *Liao F.-C., Liu S.* Effect of deoxidation sequence on carbon manganese steel weld metal microstructures // *Welding J.* — 1992. — № 3. — Р. 94–103.
4. *О влиянии оксидных включений на механические свойства стали с низким содержанием углерода* / И. Б. Гутковский, В. И. Бондарчук, В. Г. Кочкин, В. А. Колчанов // *Металловедение и терм. обработка металлов.* — 1991. — № 9. — С. 13–16.
5. *EN 1597-1.* Sweißzusätze-Prüfung zur Einteilung. — Teil 1: Prüfstück zur Entnahme von Sweißgutproben an Stahl, Nickel und Nickel-legierungen. — Австрия.
6. *Guide to the use of wires and fluxes classified in IIW Doc. XII-666-77.* — S. 1., [1978]. — 10 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-A-164-78).
7. *Казачков Е. А.* Расчеты по теории металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1988. — 288 с.
8. *Оценка окислительной способности керамических флюсов* / И. К. Походня, В. В. Головкин, Д. М. Кушнерев, В. И. Швачко // *Автомат. сварка.* — 1990. — № 2. — С. 45–48.
9. *Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope* // *Welding in the World.* — 1986. — 24, № 7/8. — Р. 144–148.
10. *Abson L. D.* Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals: A review. — S. 1., [1987]. — 45 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1486-87).
11. *Metallurgie et proprietes mecaniques du metal fondu en soudage multipasse sous flux d'acier au C-Mn micro-allie* / L. Devillers, D. Kaplan, A. Ribes, P. V. Riboud // *Memoires et etudes scientifiques revue de metallurgie.* — 1986. — 83, № 1. — Р. 43–62.
12. *Liu S., Olson D. L.* The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures // *Welding J.* — 1986. — № 6. — Р. 139–149.
13. *Атлас шлаков* / Под ред. И. С. Куликова. — М.: Металлургия, 1985. — 208 с.
14. *Бороненков В. Н., Есин О. А., Шуригин Г. Я.* Физическая химия расплавленных шлаков. — Киев: Наук. думка, 1970. — С. 129–146.

Поступила в редакцию 04.03.2003, в окончательном варианте 18.04.2003