

УДК 621.791

Кабацкий А. В., Кабацкий В. И., Дудинский А. Д.

ВЛИЯНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ НИТРИДНОЙ ФАЗЫ ВАНАДИЯ НА СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СВАРНЫХ ШВОВ

Как показывает практика, одной из основных задач, требующих решения при сварке высокопрочных закаливающих сталей, является получение высокого комплекса механических свойств сварных швов. При этом также должна обеспечиваться стабильно высокая стойкость металла к образованию холодных трещин. Опасность появления данного вида разрушения значительно повышается с ростом прочностных показателей металла шва, что обусловлено стремлением обеспечить равнопрочность сварных швов основному металлу.

Для решения данной проблемы были предприняты исследования эффекта модифицирования наплавленного металла [1–2, 3–11]. В отдельных работах [12, 13] приводятся данные о благоприятном влиянии на комплекс механических свойств введения в сталь азота в сочетании с нитридообразующими элементами. В частности, установлено [2, 3], что существенно стабилизировать повышение стойкости сварных швов против образования холодных трещин с сохранением хорошего сочетания механических свойств позволяет введение в металл швов ванадия в сочетании с азотом. Было сделано предположение, что данный эффект связан с образованием в металле шва на стадии охлаждения высокодисперсной нитридной фазы ванадия.

Цель данной работы – показать связь повышения свойств с возможностью образования нитридов ванадия в низколегированном высокопрочном металле сварных швов.

Ниже представлены исследования низколегированных швов с добавками азота (типа 10ХГНМАФ, 10ХГНМАФТ, 10ХГНМАФЮ) в сравнении с исследованными в работе [1] швами типа 10ХГНМТФ. Исследовались швы, выполненные на стали 25ГСМА электродами с покрытием основного вида. Модифицирующие элементы вводились через электродное покрытие. Химические составы наплавленного металла приведены в табл. 1.

Осуществлялось определение механических свойств наплавленного металла и оценка сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин с помощью технологической пробы Теккен по методикам, описанным в работах [1, 2]. Каждым вариантом электродов сваривалось не менее 3-х проб.

Таблица 1

Химический состав наплавленного металла

Металл шва	Содержание элемента, %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Al	Ti	N
10ХГНМТФ	0,10	1,5	0,5	0,3	1,5	0,5	0,05–0,15	–	0,05–0,1	–
10ХГНМАФ	0,10	1,5	0,5	0,15–0,5	1,5	0,5	0,05–0,15	–	–	0,025–0,035
10ХГНМАФТ	0,10	1,5	0,5	0,4	1,5	0,5	0,1	–	0,05–0,15	0,03
10ХГНМАФЮ	0,10	1,5	0,5	0,4	1,5	0,5	0,1	0,05–0,15	–	0,03

Результаты испытаний показывают, что модифицирование приводит к получению достаточно высоких стабильных пределов прочности и текучести металла швов (соответственно 740–750 и 860–870 МПа для шва 10ХГНМАФ) при незначительном изменении их пластичности и вязкости. Испытания стойкости против трещин показывают (рис. 1), что при добавках в металл ванадия без введения азота не удается во всех случаях предотвратить образование трещин в пробах. При изучении стойкости против трещин металла с добавками азота

результаты испытаний существенно отличаются. Так, в сварных швах с азотом и ванадием наблюдения за поверхностью образцов с последующим изучением макрошлифов темплетов не выявили трещин в металле соединений. Вместе с тем, дополнительное введение в модифицированный азотом и ванадием наплавленный металл титана или алюминия приводит к существенному ухудшению стойкости против трещин (см. рис. 1).

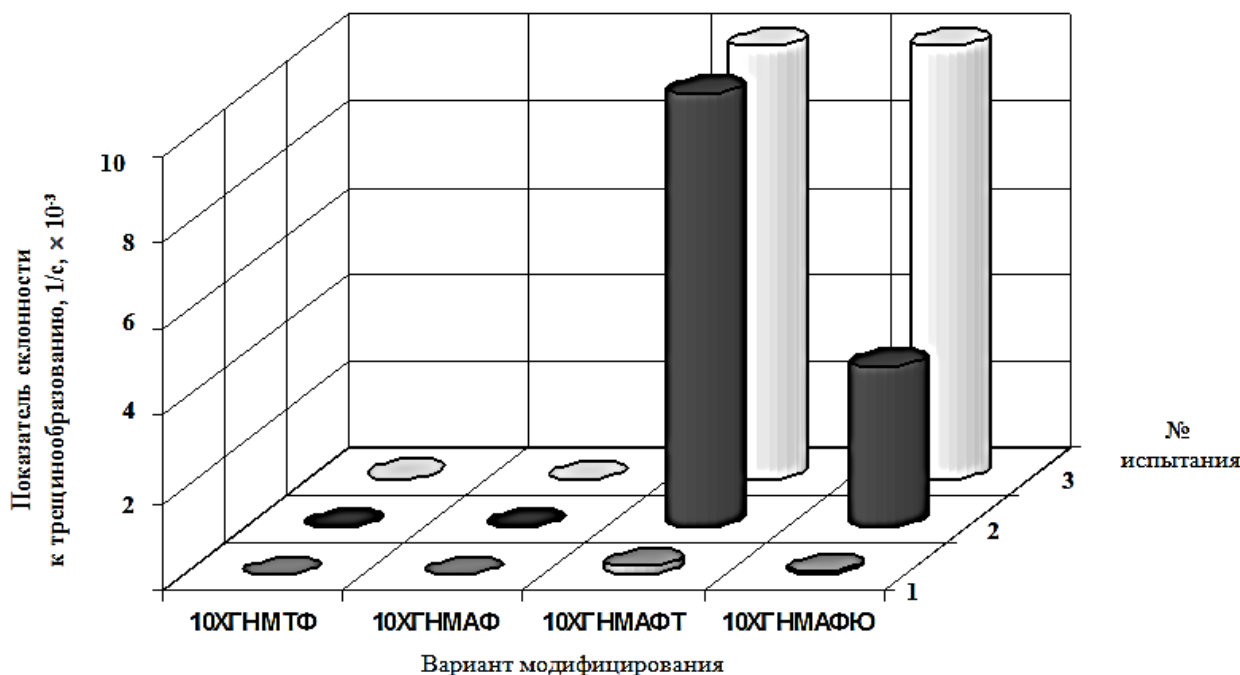


Рис. 1. Результаты испытаний стойкости против холодных трещин при различных вариантах модифицирования

Таким образом, можно сделать вывод, что введение в высокопрочный низколегированный наплавленный металл добавок азота и ванадия позволяет достаточно эффективно предотвращать образование в нем холодных трещин при сохранении высоких прочностных характеристик сварного шва.

Для подтверждения наличия в металле нитридной фазы был проведен рентгеновский качественный анализ по методике, описанной в работе [14]. На этапе априорного анализа были отобраны наилучшие линии для качественного анализа и составлена штрих-диаграмма фрагмента диапазона, включающего наиболее сильные линии нитридов ванадия, других фаз низкой концентрации (ФНК), а также спектры основных матричных фаз (рис. 2). Штрих-диаграмма была составлена с учетом ориентировочных расчетных соотношений содержания фаз в металле, определяющих интенсивность соответствующих линий.

Из приведенных на диаграмме данных видно, что линии с наибольшей интенсивностью для нитридов ванадия соответствуют углам $46,6^\circ$, 83° и $101,8^\circ$. При этом можно видеть, что линии $46,6^\circ$ и $101,8^\circ$ перекрываются как линиями карбида ванадия, так и цементита. Поэтому были проведены эксперименты в диапазоне, соответствующем третьей линии (83°). Исследовался металл швов в соединениях стали 25ГСМ, соответствующий по составу стали 10ХГНМАФ. Поиск вели в угловом интервале 48° , разбитом на 9 точек. Параметры опытов были также приняты исходя из рекомендаций работы [14]. Шаг перемещения счетчика составил $6'$, число отсчетов в точке – 3, интенсивность счета – $\sim 200 \dots 250$ имп/с, время накопления импульсов в каждой точке $T = 90$ с, при этом среднее число импульсов на одну точку за время T составило $\sim 2 \cdot 10^4$. Напряжение испытаний составляло 30 кВ при токе 12 мА. Результаты регистрации значений интенсивности в каждой точке приведены в табл. 2.

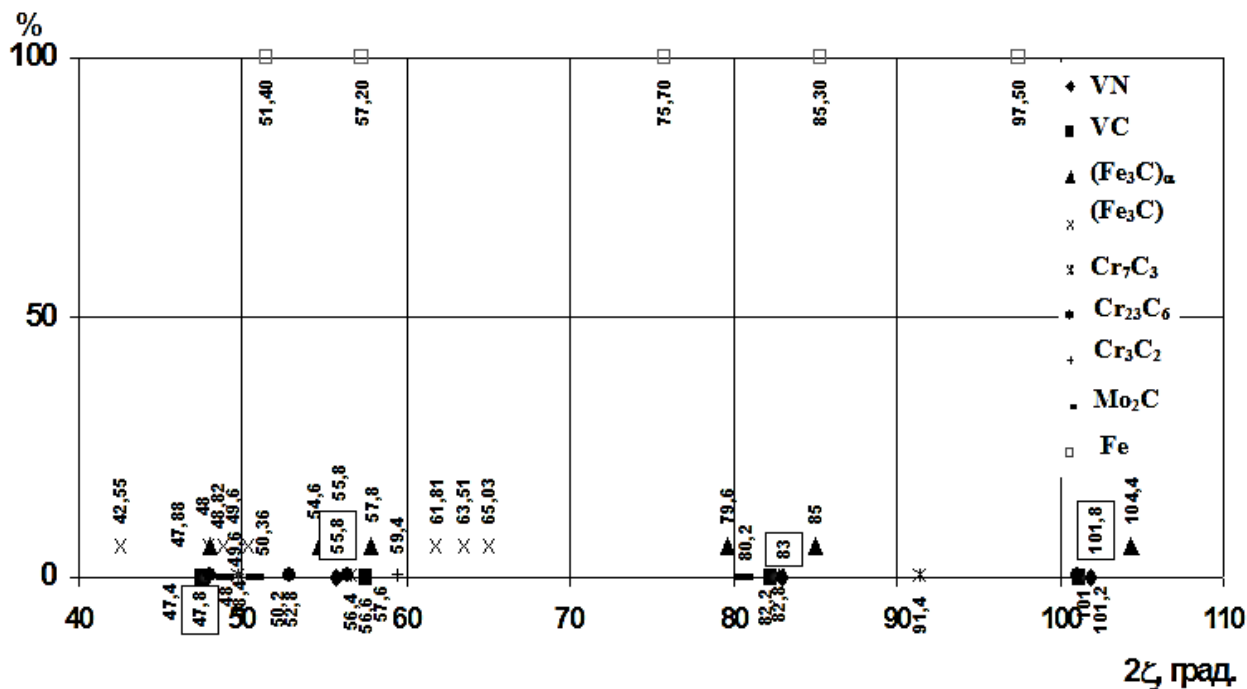


Рис. 2. Стрих-діаграма фрагмента діапазона ліній фаз низколегірованого шва типу 10ХГНМАФ

Таблица 2

Интенсивность излучения при различных значениях угла

Величина угла 2θ , град.	Показания счетчика			Интенсивность, имп.		
	1	2	3	I_1	I_2	I_3
$82^{\circ}36'$	375	369	373	24000	23616	23872
$82^{\circ}42'$	365	379	371	23360	24256	23744
$82^{\circ}48'$	381	383	384	24384	24512	24576
$82^{\circ}54'$	372	377	371	23808	24128	23744
$83^{\circ}0'$	385	388	392	24640	24832	25088
$83^{\circ}6'$	376	378	377	24064	24192	24128
$83^{\circ}12'$	379	382	380	24256	24448	24320
$83^{\circ}18'$	371	374	375	23744	23936	24000
$82^{\circ}24'$	369	366	372	23616	23424	23552

Заключение о наличии нитридов ванадия в металле делали на основании определения достаточного (с доверительной вероятностью γ) условия присутствия линии в интервале $[2\theta_1, 2\theta_n]$:

$$S_a^2/S_b^2 \geq F_{\gamma}[(n-1), n(m-1)], \tag{1}$$

где F_{γ} – табличное значение F -критерия, соответствующее вероятности γ ;

$(n - 1)$ – число степеней свободы дисперсии адекватности S_a^2 ;

$n(m - 1)$ – число степеней свободы дисперсии воспроизводимости S_B^2 .

Дисперсия воспроизводимости:

$$S_B^2 = \frac{\sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^m (I_{ij} - I_i)^2}{n(m-1)}. \quad (2)$$

Средняя интенсивность в j -й точке:

$$I_j = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m I_{ij}. \quad (3)$$

Дисперсия адекватности:

$$S_a^2 = \frac{1}{m-1} \sum_{j=1}^n (I_j - I_{aj})^2, \quad (4)$$

где I_{aj} – интенсивность в j -й точке, соответствующая линейному уравнению, составленному по методу наименьших квадратов согласно значениям I_j . Если фон горизонтален, то:

$$I_{aj} = \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n I_j. \quad (5)$$

Результаты расчетов по данной схеме приведены в табл. 3. Сопоставление расчетного значения для соотношения (1) с табличными значениями критерия Фишера показывает, что нитридная фаза в металле присутствует, хотя ее четкое выявление несколько затруднено вследствие близости углов наибольшей интенсивности для нитридной и карбидной фаз.

Таблица 3

Результаты обработки экспериментальных данных

Средняя интенсивность в j -й точке, имп.	S_{B1}^2	S_{B2}^2	S_{B3}^2	Дисперсия воспроизводимости, S_B^2	Дисперсия адекватности, S_a^2
23 829,33	29 127,11	45 511,11	1 820,44	76 458,67	64 327,99
23 786,67	182 044,44	220 273,78	1 820,44	404 138,67	87 791,50
24 490,67	11 377,78	455,11	7 281,78	19 114,67	166 222,31
23 893,33	7 281,78	55 068,44	22 300,44	84 650,67	35 959,40
24 853,33	45 511,11	455,11	55 068,44	101 034,67	593 470,51
24 128,00	4 096,00	4 096,00	0,00	8 192,00	2 028,34
24 341,33	7 281,78	11 377,78	455,11	19 114,67	66 755,25
23 893,33	22 300,44	1 820,44	11 377,78	35 498,67	35 959,40
23 530,67	7 281,78	11 377,78	455,11	19 114,67	305 031,20
I_{aj} 24 082,96	Значения $S_{e.}^2, S_a^2$			42 628,74	150 838,43
Отношение S_a^2/S_B^2				3,54	
Критерий Фишера $F_{\chi(9, 20)(\alpha=0,01)}$				3,71	

Полученные результаты позволяют связать стабильный эффект повышения стойкости сварных швов против образования холодных трещин при сохранении хорошего сочетания механических свойств с наличием в наплавленном металле нитридной фазы на основе ванадия.

ВЫВОДЫ

Результаты испытаний показывают, что модифицирование азотом и ванадием приводит к получению достаточно высоких стабильных пределов прочности и текучести металла швов в сочетании со стабильно высокой стойкостью против холодных трещин. Вместе с тем, дополнительное введение в модифицированный азотом и ванадием наплавленный металл титана или алюминия приводит к существенному ухудшению стойкости против трещин.

Качественный рентгеноструктурный анализ показывает, что нитридная фаза в металле присутствует, хотя ее четкое выявление несколько затруднено вследствие близости углов наибольшей интенсивности для нитридной и карбидной фазы.

Полученные результаты позволяют связать стабильный эффект повышения стойкости сварных швов против образования холодных трещин при сохранении хорошего сочетания механических свойств с наличием в наплавленном металле нитридной фазы на основе ванадия.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кабацкий В. И. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства низколегированных высокопрочных сварных швов / В. И. Кабацкий, А. В. Кабацкий, В. М. Карпенко // Вестник Приазовского государственного технического университета. – Мариуполь, 1998. – Вып. 6. – С. 254–259.
2. Кабацкий А. В. Низколегированные электродные материалы для сварки закаливаемых сталей / А. В. Кабацкий // Вестник Приазовского государственного технического университета. – Мариуполь, 1998. – Вып. 6. – С. 248–253.
3. Кабацкий А. В. К вопросу о влиянии модифицирования на структуру и свойства низколегированного высокопрочного металла сварных швов / А. В. Кабацкий // Вестник Черкасского инженерно-технологического института. – Черкассы, 2000. – Вып. 1. – С. 27–31.
4. Подгаецкий В. В. К вопросу о зарождении игольчатого феррита в сварных швах / В. В. Подгаецкий, Г. И. Парфессо // Автоматическая сварка. – 1991. – № 10. – С. 10–12.
5. Ricks R. A. The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals / R. A. Ricks, P. R. Howell, G. S. Barritte // Journal of Material Science. – 1982. – V. 17, N 5. – P. 132–140.
6. Влияние кислорода на образование структуры игольчатого феррита в низколегированном металле сварных швов / [И. К. Походня, В. В. Головкин, А. В. Денисенко и др.] // Автоматическая сварка. – 1999. – № 2. – С. 3–10, 20.
7. Анализ структурного состава металла швов, выполненных сварочными проволоками ферритно-перлитного класса / [В. Ф. Грабин, В. В. Головкин, Т. Г. Соломийчук и др.] // Автоматическая сварка. – 2003. – № 8. – С. 18–23.
8. Григоренко Г. М. Влияние химической неоднородности на образование игольчатого феррита в высокопрочном металле шва / [Г. М. Григоренко, В. А. Костин, В. В. Головкин и др.] // Автоматическая сварка. – 2004. – № 4. – С. 3–8.
9. Lui S. The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures / S. Lui, D. L. Olson // Welding J. – 1986. – № 6. – P. 139–149.
10. Abson D. J. Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals – a review / D. J. Abson // S. I. [1980], s.a. – 45 p. – IW Doc. IX – 1486 – 87.
11. Файнберг Л. И. Микролегирование швов титаном и бором при многодуговой сварке газонефтепроводных труб большого диаметра / [Л. И. Файнберг, А. А. Рыбаков, А. Н. Алимов и др.] // Автоматическая сварка. – 2007. – № 5. – С. 20–25.
12. Бабаскин Ю. З. Структура и свойства литой стали / Ю. З. Бабаскин. – Киев : Техника, 1981. – 210 с.
13. Бабаскин Ю. З. Экономное легирование стали / Ю. З. Бабаскин, С. Я. Шипицын, Е. Г. Афтандиянц. – Киев : Наукова думка, 1987. – 188 с.
14. Брусиловский Б. А. Рентгеновский качественный анализ фаз низких концентраций / Б. А. Брусиловский, Л. Г. Хагет // Заводская лаборатория. – 1992. – № 9. – С. 34–37.