О. П. Бондарева, Э. В. Седов, О. Б. Крючков, И. Л. Гоник

**ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СПОСОБА ВЫПЛАВКИ
НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМОМАНГАНЦЕВОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru.

Приведены результаты исследований по влиянию химического состава на механические свойства основного металла и металла околошовной зоны сварных соединений феррито-аустенитных сталей. Показано положительное влияние микролегирования сталей кальцием, церием на стойкость к охрупчиванию металла после воздействия термического цикла сварки. Установлено, что легирование феррито-аустенитных сталей молибденом и ванадием уменьшает склонность к росту зерна при сварочном нагреве, а легирование азотом приводит к стабилизации фазового состава сталей при воздействии повышенных температур сварки и эксплуатации.

Ключевые слова: феррито-аустенитные стали, термический цикл сварки, механические свойства, ударная вязкость.

O. P. Bondareva, E. V. Sedov, O. B. Kryuchkov, I. L. Gonik

**INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION AND METHOD OF SMELTING
ON THE PROPERTIES OF THE METAL OF WELDED JOINTS
OF ECONOMICALLY ALLOYED CHROMIUM-MANGANESE-NICKEL STEELS**

Volgograd State Technical University

The results of studies on the influence of the chemical composition on mechanical properties of the base metal and the metal of the near-seam zone of welded joints of ferrite-austenitic steels are presented. The positive effect of microalloying of steels with calcium and cerium on the resistance to embrittlement of the metal after exposure to the thermal welding cycle is shown. It is established that alloying ferrite-austenitic steels with molybdenum and vanadium reduces the tendency to grain growth during welding heating, and doping with nitrogen leads to the stabilization of the phase composition of steels under the influence of elevated welding and operating temperatures.

Keywords: ferrite-austenitic steels, thermal cycle of welding, mechanical properties, impact strength.

Для сварных конструкций, эксплуатируемых в окислительных и окислительно-восстановительных средах, эффективным представляется применение взамен однофазных аустенитных хромоникелевых сталей двухфазных феррито-аустенитных хромомарганцевоникелевых, которые обладают высокой прочностью, стойкостью к межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию [1, 2]. Кроме этого, феррито-аустенитные стали дают существенную экономию дорогостоящих легирующих металлов, что реализуется в снижении себестоимости выпускаемых изделий. Так, например, использование стали 08X18Г8Н2Т вместо широко распространенной стали 08X18Н10Т приводит к экономии никеля до 75–80 кг на тонну металла и благодаря ее высоким прочностным свойствам – к уменьшению веса изделия. Однако область применения феррито-аустенитных сталей ограничена из-за снижения вязкости и охрупчивании металла при сварке и температурах эксплуатации.

В околошовной зоне (ОШЗ) сварных соединений феррито-аустенитных сталей наблюдается выделение грубых карбидов и карбонитридов по межфазным границам феррит-аустенит; изменяется соотношение фаз; происходит интенсивный рост ферритного зерна [3–5]. Все это приводит к снижению стойкости к хрупкому разрушению сварных конструкций.

Целью данной работы является исследование возможности стабилизации фазового состава феррито-аустенитных сталей при температурах эксплуатации и ограничения роста зерна при сварочном нагреве путем легирования

опытных плавок кальцием, церием, молибденом, ванадием и азотом.

Для решения поставленной задачи были проведены исследования механических характеристик образцов, полученных из металла промышленной плавки, стали 08X18Г8Н2Т, сталей опытных плавок 05X17Г7Н2Т, 05X17Г7Н2ТЧ, 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ и 05X18Г10Н5М3Ф, 05X18Г10Н5М3АФ. Химический состав исследованных плавок сталей приведен в табл. 1.

Выплавка стали 08X18Г8Н2Т осуществлялась традиционным способом в дуговой электропечи, с последующей разливкой стали в изложницы для получения слитков массой 4,18 т.

Стали опытных плавок 05X17Г7Н2Т, 05X17Г7Н2ТЧ, 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ, 05X18Г10Н5М3Ф и 05X18Г10Н5М3АФ выплавляли в индукционной печи и разливали в слитки массой 25 кг. Сталь 05X17Г7Н2Т и сталь 05X17Г7Н2ТЧ имеют содержание основных легирующих элементов (хром, никель, марганец) на нижнем уровне легирования, а сталь 05X19Г8Н3Т и сталь 05X19Г8Н3ТЧ – на верхнем уровне легирования, согласно ГОСТ 5632-72. Сталь 05X17Г7Н2ТЧ и сталь 05X19Г8Н3ТЧ дополнительно микролегированы церием и кальцием. При выплавке стали 05X18Г10Н5М3АФ азот вводили в виде азотированного феррохрома, содержащего 8 % N. Таким образом, было осуществлено регулирование структуры сталей за счет изменения концентрации углерода, хрома, никеля, марганца, а также введения церия, кальция, азота, молибдена, ванадия.

Таблица 1

Химический состав стали 08X18Г8Н2Т и ее опытных плавок

Марка стали	Содержание элементов, %											
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Ce	N	Mo	V
08X18Г8Н2Т	0,060	0,43	7,04	0,015	0,015	18,2	3,23	0,32	–	–	–	–
05X17Г7Н2плавкаА	0,048	0,51	6,81	0,011	0,016	17,28	2,16	0,25	–	–	–	–
05X17Г7Н2ТЧ плавкаБ	0,047	0,52	6,74	0,012	0,015	17,28	2,19	0,24	0,035	–	–	–
05X19Г8Н3ТплавкаВ	0,048	0,51	8,43	0,010	0,015	19,50	3,06	0,24	–	–	–	–
05X19Г8Н3ТЧплавкаГ	0,053	0,53	8,30	0,013	0,017	19,50	3,06	0,32	0,043	–	–	–
05X18Г10Н5М3Ф	0,040	0,55	8,54	0,018	0,025	18,84	5,10	–	–	–	2,92	0,57
05X18Г10Н5М3АФ	0,050	0,53	8,47	0,014	0,016	17,42	5,50	–	–	0,26	3,13	0,55

Слитки подвергались горячей деформации при температуре 1150–1200 °С. Полученные заготовки толщиной 14 мм закаливались в воде с

температуры 1000 °С, а далее проводился высокий отпуск. Из данных заготовок изготавливались образцы для механических испытаний.

Исследовалась твердость по методу Виккерса (ГОСТ 2999-75), механические испытания на растяжение осуществляли по ГОСТ 1497-84. Далее исследуемый металл подвергался термическому воздействию на установке скоростного электронагрева, имитируя нагрев металла в околосварной зоне подобно тому, как это происходит при воздействии термического цикла сварки (ТЦС). Максимальная температура нагрева составляла 1300 °С. Из образцов основного металла и с имитированной околосварной зоной изготавливали ударные образцы типа 11 (ГОСТ 9454-78), которые испытывались в интервале температур от минус 40 до 20 °С.

По результатам анализа проведенных исследований установлено, что применение в ка-

честве микролегирующих добавок церия и кальция создает возможности для повышения механических и эксплуатационных свойств сталей путем воздействия как на морфологию избыточных фаз, так и на характеристики структуры [6]. Положительное влияние микролегирующих добавок на механические свойства обусловлено измельчением ими зерна и, как следствие, уменьшением чувствительности к перегреву. Очищая сталь, и особенно приграничные объемы зерна, микролегирующие добавки содействуют их упрочнению, затрудняя межкристаллитное хрупкое разрушение [7]. Механические свойства основного металла исследуемых сталей приведены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства металла опытных плавок стали 08X18Г8Н2Т

Сталь, плавка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	НВ
05X17Г7Н2Т плавка А	941	590	27,0	37,5	256
05X17Г7Н2ТЧ плавка Б	902	500	24,5	37,5	229
05X19Г8Н3Т плавка В	733	485	37,1	61,5	249
05X19Г8Н3ТЧ плавка Г	691	466	37,0	57,5	243
05X18Г10Н5М3Ф	720	514	47,0	69,0	225
05X18Г10Н5М3АФ	797	532	47,0	68,0	278

Содержание углерода, кремния и титана в сталях 05X17Г7Н2Т, 05X17Г7Н2ТЧ и 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ практически постоянно. Выявлено, что микролегирование кальцием и церием понижает предел прочности на растяжение с 941 до 902 МПа у сталей с низким содержанием легирующих элементов (на нижнем пределе легирования в соответствии с ГОСТ 5632-72) и с 733 до 691 МПа – на верхнем пределе легирования. Аналогично изменяются значения предела текучести основного металла сталей 05X17Г7Н2Т, 05X18Г7Н2ТЧ и 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ. Значения твердости по Виккерсу изменяются незначительно. Для металла плавки А и Б показатели относительного удлинения ниже, чем у металла плавок В и Г, а значения относительного сужения соответствуют значениям металла 08X18Г8Н2Т. Для металла сталей 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ величина относительного удлинения такая же, как и у стали 08X18Г8Н2Т, тогда как значения относительного сужения увеличиваются с 32,0 до 61,5 % (см. табл. 2). Анализ результатов механических испытаний показывает, что все ис-

следуемые марки сталей имеют достаточно высокие характеристики прочности и пластичности.

Изменение структуры сталей 05X18Г10Н5М3Ф и 05X18Г10Н5М3АФ произведено за счет изменения концентрации марганца, никеля и введением молибдена, ванадия, азота. Легирование сталей молибденом и ванадием уменьшает склонность к росту зерна, а легирование азотом стабилизирует фазовый состав сталей при сварочном нагреве.

Металл сталей 05X19Г8Н3Т, 05X19Г8Н3ТЧ имеет более высокие значения предела прочности на растяжение: 720 и 797 МПа соответственно. Тогда как для стали 08X18Г8Н2Т предел прочности на растяжение равен 650 МПа (см. табл. 2). Для металла образцов стали 05X18Г10Н5М3Ф и 05X18Г10Н5М3АФ также характерны более высокие значения характеристик пластичности по сравнению с металлом стали 08X18Г8Н2Т: относительное удлинение $\delta_5 = 47,0$ %, относительное сужение $\psi = 68,0$ % для стали 05X18Г10Н5М3Ф и $\delta_5 = 47,0$ %, $\psi = 69,0$ % для стали 05X18Г10Н5М3Ф по

сравнению с $\delta_5 = 35,0 \%$, $\psi = 32,0 \%$ для стали 08X18Г8Н2Т.

Ударная вязкость металла исследуемых плавок после воздействия термического цикла сварки (ТЦС) приведена в табл. 3.

Анализ результатов испытаний, приведенный в табл. 3, показывает, что значения ударной вязкости образцов, вырезанных из основного металла, существенно зависят от уровня легирования, с повышением которого она заметно возрастает.

Таблица 3

Ударная вязкость металла исследуемых плавок сталей после ТЦС

Сталь, плавка	Состояние металла	Ударная вязкость KCV, МДж/м ²		
		Температура испытания, °С		
		- 40	-20	20
08X18Г8Н2Т промышленной плавки	Исходное состояние (закалка от 1000 °С)	0,60	0,80	1,82
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с	0,24	0,65	1,30
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с	0,32	0,87	1,55
05X17Г7Н2Т плавка А	Исходное состояние (закалка от 1000 °С)	0,67	1,07	1,70
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с	-	0,18	0,64
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с	-	0,22	0,85
05X17Г7Н2ТЧ плавка Б	Исходное состояние (закалка от 1000 °С)	0,98	1,12	1,70
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с	0,15	0,31	0,70
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с	0,30	0,46	1,05
05X19Г8Н3Т плавка В	Исходное состояние (закалка от 1000 °С)	0,90	1,35	2,20
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с	-	0,24	0,77
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с	0,15	0,29	1,64
05X19Г8Н3ТЧ плавка Г	Исходное состояние (закалка от 1000 °С)	1,04	1,38	2,90
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с	0,24	0,32	0,88
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с	0,31	0,42	1,90
05X18Г10Н5М3Ф	Исходное состояние (закалка от 1000 °С)	1,92	1,78	1,92
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с	0,25	0,33	0,90
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с	0,31	0,42	1,90
05X18Г10Н5М3АФ	Исходное состояние (закалка от 1000 °С)	1,55	1,67	1,71
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 25 °С/с	0,34	0,44	1,32
	После ТЦС, скорость охлаждения W = 100 °С/с	1,05	1,24	1,41

Микролегирование сталей кальцием и церием также повышает ударную вязкость, это наиболее эффективно проявляется при минусовых температурах испытания. Особенно это характерно для основного металла стали 05X19Г8Н3ТЧ плавка Г, где значение ударной вязкости при температуре испытаний плюс 20 °С составляет 2,90 МДж/м², а для стали 08X18Г8Н2Т – 1,82 МДж/м². Для той же стали при температуре испытаний минус 20 °С и минус 40 °С KCV равно 1,38 и 1,04 МДж/м², тогда как для основного металла стали 08X18Г8Н2Т – 0,80 и 0,60 МДж/м² соответственно.

Высокие значения ударной вязкости характерны также для основного металла стали 05X18Г10Н5М3Ф и 05X18Г10Н5М3АФ, имеющих дополнительно в качестве легирующих элементов молибден, ванадий и азот (табл. 3). Эти элементы вводят в состав наследственно

мелкозернистых сталей, что и реализуется в повышении указанных характеристик. Кроме этого, легирование сталей азотом до 0,26 % повышает предел прочности, предел текучести, сохраняет высокие значения характеристик пластичности и высокие значения ударной вязкости при всех температурах испытания.

Наряду с максимальной температурой нагрева и длительностью пребывания в области высоких температур, скорость охлаждения при сварке оказывает существенное влияние на структуру и свойства сварных соединений сталей. Анализ результатов испытаний на ударную вязкость образцов с имитированной ОПЗ свидетельствует о снижении значений ударной вязкости для стали 08X18Г8Н2Т и ее опытных плавок, по сравнению с основным металлом, при всех скоростях охлаждения.

Ударная вязкость возрастает с увеличением скорости охлаждения при сварке. Это, по-видимому, является следствием того, что высокие скорости охлаждения тормозят выделение фаз, уменьшают рост ферритного зерна в двухфазных сталях. Наиболее высокие значения ударной вязкости при всех температурах испытания имеют образцы с имитированной ОШЗ сталей 05X19Г8НЗТЧ (плавка Г), 05X18Г10Н5МЗФ и 05X18Г10Н5МЗАФ по сравнению со сталью 08X18Г8Н2Т.

Полученные результаты исследования были использованы при изготовлении элементов конденсаторов теплообменников для микробиологической промышленности.

Выводы:

1. Микролегирование феррито-аустенитных сталей кальцием и церием повышает их пластичность, ударную вязкость, а также устойчивость против охрупчивания после воздействия термического цикла сварки.

2. Легирование двухфазных сталей молибденом и ванадием уменьшает склонность к росту зерна, а легирование азотом стабилизирует фазовый состав сталей при сварочном нагреве, что проявляется в высоких значениях характеристик прочности, пластичности и значениях ударной вязкости при всех температурах испытания.

3. Высокие скорости охлаждения после сварочного нагрева образцов из сталей опытных пла-

вок 05X17Г7Н2Т, 05X17Г7Н2ТЧ, 05X19Г8НЗТ, 05X19Г8НЗТЧ, 05X18Г10Н5МЗФ и 05X18Г10Н5МЗАФ обеспечивают повышенные характеристики прочности, пластичности и ударной вязкости металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Макаров, Э. Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин ; под ред. Э. Л. Макарова. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 487 с.
2. Effect of thermal cycling treatment on structure and properties of ferritic-austenitic steel welded joint heat-affected zone metal / O. P. Bondareva, E. V. Sedov, I. L. Gonik // Chemical and Petroleum Engineering. – 2016. – Vol. 52, № 7-8. – P. 506–511.
3. Полетаев, Ю. В. Склонность к локальному разрушению сварных соединений хромомарганцевых и хромоникелевых аустенитных сталей / Ю. В. Полетаев, А. С. Зубченко // Сварочное производство. – 1989. – № 10. – С. 11–13.
4. Кинетика фазовых превращений в стали 08X18Г8Н2Т при нагреве по сварочному циклу / М. А. Хубрих, Г. А. Сальников, Ж. А. Лепилина, И. И. Жукова // Автоматическая сварка. – 1986. – № 4. – С. 21–23.
5. Бондарева, О. П. Повышение вязкости сварных соединений феррито-аустенитных сталей методом термодиффузионного легирования : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Бондарева О. П. ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2000. – 24 с.
6. Казенков, Ю. И. О влиянии комплексного микролегирования кальцием и церием на свариваемость аустенитных сталей / Ю. И. Казенков, А. Г. Резников, П. А. Фоминкин // Сварочное производство. – 1975. – № 2. – С. 24–25.
7. Кузнецова, Т. С. Улучшение свариваемости экономнолегированных хромомарганцевоникелевых сталей : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Кузнецова Т. С. ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1990. – 24 с.