

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ КАЛЬЦИЕМ

И. В. ЗАХАРОВА, инж., **Е. А. ЧИЧКАРЕВ**, канд. техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, Мариуполь),
В. Г. ВАСИЛЬЕВ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
А. И. ТРОЦАН, д-р техн. наук (Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины),
А. Я. ДЕЙНЕКА, **О. С. КИРЮХИН**, инженеры (ОАО ХТЗ)

Методом дилатометрических измерений построены диаграммы анизотермического распада аустенита для сталей 13Г1СУ, 09Г2ФБ, 10Г2ФБ, модифицированных кальцием. Показаны изменения структуры низколегированных сталей трубного сортамента под действием термического цикла сварки. Определены константы уравнений Авраами для полиморфных превращений, оценены параметры эмпирического уравнения, связывающего показатели ударной вязкости с фазовым составом металла ЗТВ. Установлено, что скорость охлаждения в интервале 600...500 °С для сталей 13Г1СУ, 09Г2ФБ, 10Г2ФБ, должна лежать в пределах 5...35, а при жестких требованиях к структуре — 8,5...35 °С/с.

Ключевые слова: зона термического влияния, скорость охлаждения, образцы-имитаторы, микроструктура, ударная вязкость, термокинетическая диаграмма, погонная энергия, тепловложение

В настоящее время для изготовления прямошовных газо-, нефтепроводных труб большого диаметра используются стали с твердорастворным упрочнением, в том числе и обработанные кальцием. Технология получения таких сталей и механизм действия кальция на их структуру и свойства описаны в работе [1]. Положительные качества (повышенная прочность, высокая хладостойкость) указанного класса сталей должны быть сохранены и в сварных соединениях. Основной трудностью при сварке является предотвращение резкого ухудшения свойств в результате появления в металле зоны термического влияния (ЗТВ) структур, снижающих сопротивляемость хрупкому разрушению.

Для основных марок сталей трубного назначения, раскисленных кальцием (13Г1СУ, 09Г2ФБ, 10Г2ФБ), в литературе имеются лишь отрывочные сведения об особенностях структурных изменений в условиях сварочного термического цикла [2, 3]. В связи с этим в данной работе поставлена задача исследовать закономерности формирования структуры металла ЗТВ путем имитации сварочных циклов на образцах трубных марок стали, модифицированных кальцием, определить влияние структурных изменений на механические свойства металла и выбрать рациональные режимы сварки, основываясь на структурной методике исследования, приведенной в работе [4]. Химический состав исследованных марок сталей приведен в таблице. Все они относятся к категории прочности К55–К60 и имеют углеродный эквивалент около 0,40.

Исследование исходной структуры металла показало, что все стали в состоянии поставки имеют

Химический состав трубных марок стали

Марка стали	Массовое содержание элементов, %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al
13Г1СУ	0,14	1,50	0,52	0,06	0,016	0,038	0,0045	0,004	0,037
09Г2ФБ	0,09	1,62	0,26	0,04	0,017	0,03	0,03	0,03	0,03
10Г2ФБ	0,11	1,65	0,24	0,05	0,017	0,03	0,03	—	0,037
Марка стали	Массовое содержание элементов, %								
	Ti	V	Nb	As	N ₂				
13Г1СУ	0,023	0,02	0,006	0,005	0,007				
09Г2ФБ	0,015	0,07	0,034	0,006	0,009				
10Г2ФБ	0,002	0,10	0,032	0,005	0,008				

Захарова Ирина Вячеславовна — выпускница ПГТУ 1997 г., аспирантка кафедры оборудования и технологии сварочного производства.

Чичкарев Евгений Анатольевич — старший преподаватель кафедры теории металлургических процессов.

Васильев Валентин Григорьевич — старший научный сотрудник ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

Троцан Анатолий Иванович — зав. отделом Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины.

Дейнека Анатолий Яковлевич — начальник Центральной заводской лаборатории ОАО ХТЗ.

Кирюхин Олег Степанович — начальник трубной лаборатории ОАО ХТЗ.

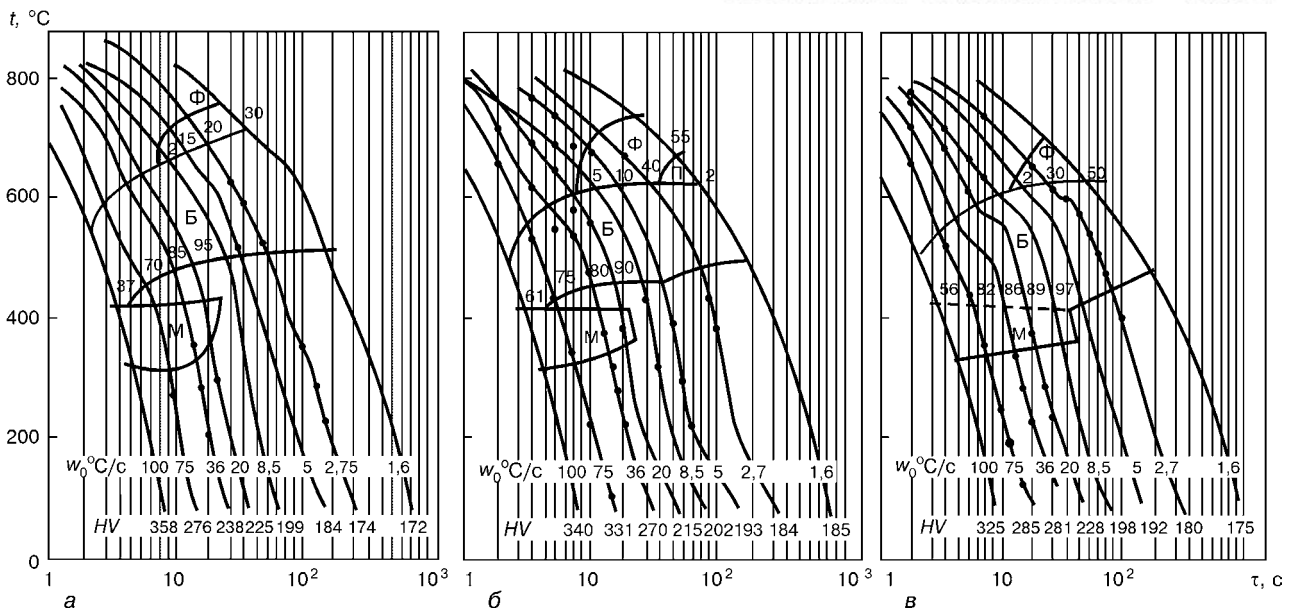


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма для сталей: 13Г1СУ (а), 09Г2ФБ (б), 10Г2ФБ (в)

ферритно-перлитную структуру с выраженной строчечностью расположения феррита и перлита, совпадающей с направлениями прокатки.

Структурные превращения изучали в условиях имитации термических циклов сварки на быстродействующем dilatометре конструкции ИЭС им. Е. О. Патона [5].

Максимальная температура нагрева образцов-имитаторов в dilatометре была постоянной и составляла 1350 °С, скорость нагрева — 150 °С/с (в интервале температур 800... 1000 °С). Диапазон исследованных скоростей охлаждения (в интервале 600... 500 °С) составлял 100... 1,6 °С/с и охватывал скорости охлаждения соединений, выполняемых сваркой в углекислом газе и под флюсом [6].

Обработка результатов dilatометрического анализа и построение диаграмм проводились по общепринятой методике.

Количественный расчет соотношения продуктов превращения проводили по dilatометрическим кривым методом отрезков [7, 8].

Содержание микроструктурных составляющих определяли по ГОСТ 8233–56. Для этого после полного остывания образцов-имитаторов изготавливали микрошлифы, на которых также измеряли твердость. Выявление микроструктуры образцов проводили травлением в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте, а ее изучение и съемку — на микроскопе «Неофот-23» при увеличении 320.

На рис. 1 приведены термокинетические диаграммы превращения аустенита в сталях 13Г1СУ, 09Г2ФБ и 10Г2ФБ в условиях имитации сварочного термического цикла. В исследованном диапазоне скоростей охлаждения превращение аустенита происходит в мартенситной (М), бейнитной (Б) и ферритной (Ф) областях (в стали 10Г2ФБ захватывается и перлитная (П) область). Для всех сталей характерно, что чисто мартенситное превращение в них не происходит даже при максимальной скорости охлаждения. Образующаяся бейнитно-мартенситная структура имеет сравнительно невысокую твердость (ниже HV 350); только в стали 13Г1СУ

она выше (HV 358), по-видимому, вследствие более высокого содержания углерода в ней.

Расчет количества фазовых составляющих позволяет определить ударную вязкость металла ЗТВ, а путем обработки результатов расчета по заданным предельным значениям ударной вязкости — желаемый фазовый состав и, следовательно, среднюю скорость охлаждения $w_{6/5}$. Известное соотношение [6, 9] для расчета количества фазовых составляющих не дает достаточно точного результата для рассматриваемых марок стали.

Количественную обработку полученных результатов проводили на основе уравнений Авраами [10]. Так, содержание мартенсита в структуре (%) составляет

$$M = 100[1 - \exp(-k_m w^{n_m})], \tag{1}$$

содержание феррита и перлита

$$\Phi\Pi = 100 \exp(-k_f w^{n_f}), \tag{2}$$

содержание бейнита

$$B = 100 - M - \Phi\Pi, \tag{3}$$

где k_m, n_m, k_f, n_f — константы; w — скорость охлаждения.

Уравнения (1), (2) легко линеаризируются, что позволяет определить константы k_m, n_m и k_f, n_f по экспериментальным данным изменения содержания мартенсита и ферритно-перлитной смеси в металле образца при варьировании скорости охлаждения:

$$\ln[-\ln(1 - M/100)] = \ln k_m + n_m \ln(w), \tag{4}$$

$$\ln[-\ln(\Phi\Pi/100)] = \ln k_f + n_f \ln(w). \tag{5}$$

Все исследованные марки стали характеризуются близкими значениями углеродного эквивалента и их структурные диаграммы описываются зависимостями (1)... (3) с такими коэффициентами: $k_m = 0,0021$; $n_m = 1,2$; $k_f = 0,487$; $n_f = 0,8$. Сопоставление экспериментальных данных и результатов расчета

по уравнениям (1)...(3) с использованием приведенных значений коэффициентов показано на рис. 2. Полученные экспериментальные данные хорошо согласуются с результатами предыдущих исследований.

Известно, что структура металла ЗТВ хорошо коррелирует с характеристиками механических свойств. Так, в результате обработки данных [4] получены следующие зависимости показателей ударной вязкости металла ЗТВ от его фазового состава (Дж/см²):

$$KCU_{-60} = -2,50M + 0,87B - 1,40ФП, \quad (6)$$

$$KCV_{-40} = -0,864M + 0,505B - 0,661ФП. \quad (7)$$

Зависимости (6), (7) адекватны для сталей с углеродным эквивалентом $\approx 0,4$ (результаты проверки по данным [9, 11]).

Для оценки KCU_{20} известна зависимость аналогичной формы, применяемая для более широкого диапазона варьирования химического состава сталей (МДж/см²), [12]:

$$KCU_{20} = (1,06 - 2,8C^2 + 1,3C - 0,08Mn + 0,054\ln(t_{8/5}))M/100 + (1,3 - 1,6C - 0,08Mn)B/100 + (1,47 - 1,8C + 0,80C^2 - 0,075Mn - 0,043\ln(t_{8/5}))ФП/100,$$

где $t_{8/5}$ — время охлаждения от температуры 800 до 500 °С; С, Мп — содержание химических элементов, %. Зависимости (4)... (7) позволяют установить пределы, в которые должны попадать скорость охлаждения в сварочном термическом цикле (обычно $w_{6/5}$), обеспечивающая фазовый состав металла ЗТВ для получения удовлетворительных значений ударной вязкости. Решение системы уравнений (4)... (6) относительно скорости охлаждения $w_{6/5}$ показало, что для сохранения ударной вязкости на уровне $KCU_{-60} \geq 40$ Дж/см² охлаждение должно происходить со скоростями в пределах 4,68... 35,16 °С/с.

Анализ микроструктуры образцов-имитаторов, охлаждавшихся со скоростями 5,0... 8,5 °С/с, которые обеспечивают удовлетворительные характеристики ударной вязкости, показал, что она характеризуется преимущественно нижним бейнитом. При понижении скорости охлаждения количество верхнего бейнита увеличивается, происходит огрубление бейнита с образованием структуры, напоминающей видманштеттовую; а при $w_0 = 2,7$ °С/с в структуре повышается содержание структурно-свободного феррита. Поэтому скорости охлаждения ниже 5 °С/с являются нежелательными (при них не обеспечиваются требуемые значения ударной вязкости). Полученные результаты хорошо согласуются с данными работы [13].

Таким образом, рациональный интервал скоростей охлаждения для низколегированных трубных марок сталей ограничен пределом 5... 35 °С/с (при более жестких требованиях к металлу ЗТВ — 8,5... 35 °С/с). Для решения практических задач сварки труб необходимо увязать скорость охлаждения с погонной энергией.

В соответствии со схемой линейного быстрого источника средняя скорость охлаждения (°С/с) в интервале температур 600... 500 °С $w_{6/5}$ определяется по формуле [14]

$$w_{6/5} = \frac{\pi \lambda c \rho}{(q/v)^2} [(600 - t_0)^3 + (500 - t_0)^3], \quad (9)$$

где q/v — погонная энергия сварки; $q = \eta UI$ — эффективная тепловая мощность источника нагрева при данном коэффициенте полезного действия η , напряжении дуги U и силе тока I ; λ, c, ρ — теплопроводность, теплоемкость и плотность свариваемой стали (по данным [14], для низколегированных сталей $\lambda = 40$ Вт/(м·К), $c_p = 5,0$ МДж/(м³·К)); t_0 — начальная температура свариваемого изделия.

Погонная энергия сварки, при которой достигается желаемое значение $w_{6/5}$:

$$\frac{q}{v} = \delta [(600 - t_0)^3 + (500 - t_0)^3]^{1/2} \sqrt{\pi \frac{\lambda c \rho}{w_{6/5}}}. \quad (10)$$

Расчет по уравнению (10) для указанных выше пределов скорости охлаждения позволяет установить предельные значения погонной энергии сварки. При толщине свариваемых листов $\delta = 12... 20$ мм нижняя граница погонной энергии при $w_{6/5} = 35$ °С/с должна лежать в пределах 8,9... 14,8 кДж/см, а верхняя граница имеет значения 23,5... 39,2 кДж/см при $w_{6/5} = 5$ °С/с и 18,0... 30,1 кДж/см при $w_{6/5} = 8,5$ °С/с. Такие значения погонной энергии достигаются на практике (30... 50 кДж/см [15]) при использовании стандартного сварочного оборудования.

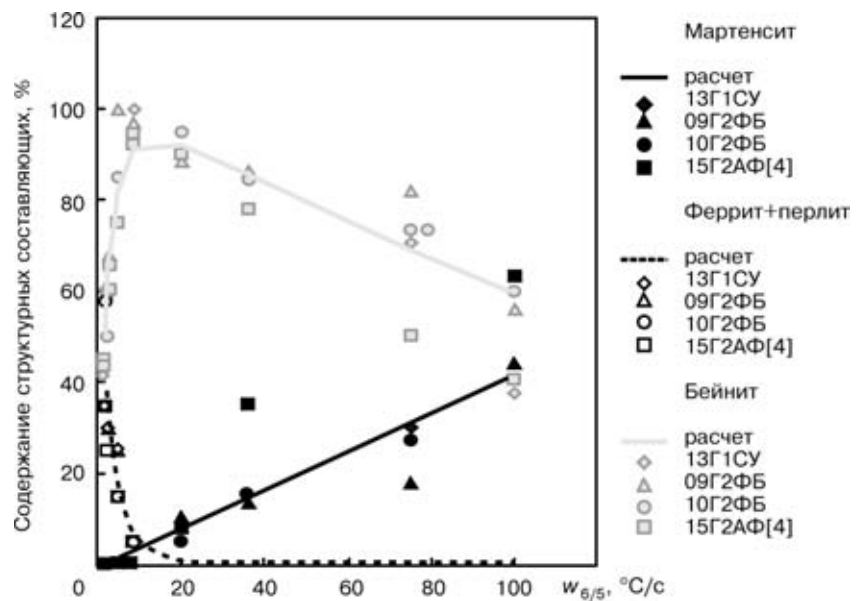


Рис. 2. Структурная диаграмма для низколегированных сталей в зависимости от скорости охлаждения в термическом цикле сварки

Выводы

1. В условиях имитации сварочного термического цикла со скоростями охлаждения $100 \dots 1,6 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ в низколегированных трубных сталях 13Г1СУ, 09Г2ФБ, 10Г2ФБ, модифицированных кальцием, превращение аустенита происходит в мартенситной, бейнитной и ферритной областях.

2. Для сохранения ударной вязкости сварных соединений трубных сталей, модифицированных кальцием, на исходном уровне ($KCU_{-60} \geq 4 \text{ Дж}/\text{см}^2$) скорость охлаждения в металле ЗТВ должна находиться в пределах $35 \dots 5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$.

3. Для практических целей дуговой сварки трубных сталей указанные скорости охлаждения достигаются при сварке листов толщиной $12 \dots 20 \text{ мм}$ на режимах, при которых погонная энергия лежит в пределах $9 \dots 39 \text{ кДж}/\text{см}$. Реализация таких режимов на практике обеспечивается применением стандартного оборудования и специализированной техники и технологии сварки трубного производства.

1. Улучшение качества непрерывнолитой стали путем микролегирования плакированными порошковыми модификаторами / Б. Ф. Белов, Г. А. Николаев, А. И. Троцан и др. // Сталь. — 1992. — № 1. — С. 24–27.
2. Анучкин М. П., Горицкий В. Н., Мирошниченко Б. И. Трубы для магистральных трубопроводов. — М.: Недра, 1986. — 231 с.
3. Матросов Ю. И., Литвищенко Д. А., Голованенко С. А. Сталь для магистральных газопроводов. — М.: Металлургия, 1989. — 228 с.
4. Грецкий Ю. Я., Демченко Ю. В., Васильев В. Г. Формирование структуры металла ЗТВ низкокремнистой стали с

The method of dilatometric measurements has been used to plot diagrams of anisothermal decomposition of austenite for steels 13G1SU, 09G2FB and 10G2FB modified with calcium. Variations in the phase structure of low-alloyed tubular steels under the effect of a thermal welding cycle are shown. Constants of Abraham equations for polymorphic transformations have been determined and parameters of an empiric equation relating impact toughness values to the phase composition of the HAZ metal have been estimated. It has been established that the cooling rate within a range of $600 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$ for steels 13G1SU, 09G2FB and 10G2FB should range from 5 to $35 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ and that under stringent requirements for the structure should range from $8,5$ to $35 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$.

карбонитридным упрочнением // Автомат. сварка. — 1993. — № 9. — С. 3–5, 22.

5. Васильев В. Г., Малевский Ю. Б. Дилатометр для исследования фазовых превращений при сварочном термическом цикле // Физ. методы исследования металлов. — Киев: Наук. думка, 1981. — С. 144–148.
6. Шоршоров М. Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. — М.: Наука, 1965. — 336 с.
7. Steven W., Mayer G. Continuous-cooling transformation diagrams of steels. Pt1. // J. of the Iron and Steel Institute. — 1953. — Vol. 174. — P. 33–45.
8. Черепин В. Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. — Киев: Техника, 1968. — 280 с.
9. Касаткин О. Г., Мусяиченко В. Ф. Расчет режима сварки высокопрочной низколегированной стали // Автомат. сварка. — 1977. — № 10. — С. 1–5.
10. Теория сварочных процессов / В. Н. Волченко, В. М. Ямпольский, В. А. Винокуров и др. — М.: Высш. шк., 1988. — 559 с.
11. Башмаков В. Е. Свойства сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей // Свар. пр-во. — 1983. — № 4. — С. 21–23.
12. Компьютерное моделирование сварочных процессов как средство прогнозирования дефектов в сварных соединениях / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка и др. // Автомат. сварка. — 1999. — № 12. — С. 10–19.
13. Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью металла шва на низколегированной трубной стали / Д. П. Новикова, Л. Ю. Богачек, В. Ф. Грабин и др. // Автомат. сварка. — 1973. — № 8. — С. 6–9.
14. Лившиц Л. С., Хакимов А. Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1989. — 336 с.
15. Высокопрочные стали для трубных фитингов / Т. Вада, Д. Е. Дисбург, П. И. Буссель и др. // Сталь для газопроводных труб и фитингов. Тр. конф. — М.: Металлургия, 1985. — С. 295–307.

Поступила в редакцию 25.04.2001