



ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ МЕТАЛЛА ШВОВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ С 9 % Cr

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, канд. техн. наук, **А. Р. ГАВРИК**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализирован характер изменения фазового состава металла швов типа 10X9MФБ в зависимости от содержания в нем углерода. Установлено, что однофазная мартенситная структура швов обеспечивается при концентрации в них углерода не менее 0,085 %. Уменьшение содержания углерода ниже указанного предела ведет к образованию в структуре швов δ -феррита.

Ключевые слова: дуговая сварка, вольфрамовый электрод, присадка, мартенситная сталь с 9 % Cr, металл шва, углерод, фазовый состав, образование δ -феррита

Для сварки теплоустойчивой стали 10X9MФБ применяются сварочные материалы, обеспечивающие легирование металла шва, аналогичное основному металлу. При ручной дуговой сварке покрытыми электродами и автоматической сварке под флюсом швы, как и основной металл, имеют мартенситную структуру. Однако при сварке ТИГ (неплавящимся электродом в аргоне с присадочной проволокой типа 10X9MФБ) наблюдалось изменение фазового состава шва — в мартенситном металле появлялись светлые участки δ -феррита. Отличительной особенностью δ -феррита в металле данного типа является низкая твердость в состоянии после сварки (HV 0,2 — 190...200 у δ -феррита и около HV 415 у мартенсита), такая же твердость и отсутствие в нем карбидных выделений после отпуска, что свидетельствует об обезуглероживании и отсутствии у этой фазы склонности к закалке [1]. Известно, что с образованием δ -феррита в мартенситных хромистых сталях и в их сварных соединениях связаны снижение высокотемпературной пластичности, ударной вязкости и склонность к образованию холодных трещин [2–5]. Хотя считалось допустимым присутствие в мартенситном металле до 10...15 об. % феррита [2, 4], результаты релаксационных испытаний нагруженных сварных соединений стали с 9 % Cr показали, что наличие весьма тонких прослоек мягкого δ -феррита в мартенситных швах ведет к образованию трещин при термической обработке [6, 7]. Для снижения риска трещинообразования, а также улучшения механических свойств металла швов следует исключать образование в них δ -феррита, обеспечивая получение однородной мартенситной структуры. Такое же мнение высказывалось авторами работы [8].

Из диаграмм состояния железохромистых систем [2] следует, что на образование δ -феррита существенное влияние оказывает изменение содержания углерода: со снижением концентрации углерода возрастает стабильность δ -феррита, что может привести к увеличению его доли в результирующей структуре мартенсита. Подобный эффект наблюдается при сварке ТИГ, что экспериментально установлено авторами данной работы и описывается в литературе. Так, в работе [9] отмечается, что проблемой сварки ТИГ стали P91 с 9 % Cr (типа 10X9MФБ) является «сильное выгорание углерода» до уровня менее 0,08 % и ухудшение свойств швов. Механизм этого явления не рассматривается, однако можно предположить, что причина потери швом углерода может быть связана с его испарением при сконцентрированном перегреве расплава дугой с высокой плотностью тока, что характерно для горения дуги в инертных газах, а также с его частичным окислением за счет примеси кислорода в защитном газе [10].

Цель работы заключалась в определении минимального содержания углерода в металле швов при сварке мартенситной стали типа 10X9MФБ, при котором обеспечивается отсутствие в них δ -феррита.

В работе использовано явление снижения содержания углерода в металле шва при сварке ТИГ. С помощью ТИГ процесса производили заполнение V-образных канавок глубиной 6 мм в пластинах стали P91 (X10CrMoVNb91 типа 10X9MФБ) толщиной 14 мм с использованием присадочных прутков подобного химического состава. Погонную энергию q/v изменяли примерно от 15 до 30,8 кДж/см путем варьирования силы тока от 120 до 250 А при скорости сварки примерно 2,16...2,6 м/ч. После сварки определяли содержание углерода и количество δ -феррита в швах. Для лучшего выявления δ -феррита образцы швов подвергали высокому отпуску. Долю ферритной фазы оценивали путем много-

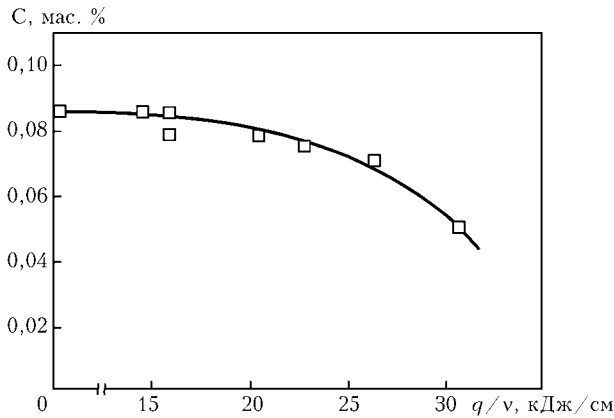


Рис. 1. Изменение содержания углерода в металле швов при сварке стали типа 10Х9МФБ с использованием ТИГ процесса

кадрового панорамного фотографирования микроструктуры в поперечном сечении швов в направлении секущих от одного края шва до другого с последующим подсчетом с помощью масштабных сеток площадей, занимаемых ферритными участками в матрице отпущенного мартенсита; после усреднения результатов всех замеров получали приблизительное содержание феррита в шве.

В результате выполненных экспериментов установлено, что увеличение погонной энергии при сварке ТИГ ведет к уменьшению содержания углерода в металле швов (рис. 1). При значении $q/v \sim 14...15$ кДж/см потери углерода незначительны, остаточное его количество в шве (около 0,087 %) мало отличается от исходной концентрации в присадочном материале. Интенсивное снижение содержания углерода происходит при сварке с $q/v > 20$ кДж/см. Режимы с такой погонной энергией следует исключать. Приемлемыми, с точки зрения ограничения значительных потерь углерода швом, можно считать режимы сварки ТИГ с погонной энергией не более 13...15 кДж/см.

Снижение содержания углерода приводит к образованию δ -феррита в наплавленном металле. Металлографические наблюдения показали, что δ -феррит в швах распределяется неравномерно. В одном и том же шве можно было встретить участ-

тки, ограниченные полем зрения микроскопа, как без δ -феррита (либо с малой его долей), так и с достаточно большим его локальным количеством (рис. 2). С повышением содержания δ -феррита в шве увеличивались размеры ферритных участков, что также видно на рис. 2. Большая доля феррита обычно образовывалась в верхней части швов в завершающих валиках и в области активного пятна, где, вероятно, степень снижения концентрации углерода была максимальной.

На рис. 3 приведены результаты оценки количества δ -феррита в швах в зависимости от содержания углерода. Дополнительно обозначены концентрации углерода в швах, выполненных электродами ОК 76.98 (ESAB) и Р86 (опытные, изготовленные ИЭС им. Е. О. Патона), и в стали Р91 (двух разных партий), которые имели однофазную мартенситную структуру. Из представленной зависимости следует, что отсутствие δ -феррита в шве достигается при содержании углерода не менее 0,085 %.

Углерод оказывает двойное влияние на свойства мартенситного металла. Кроме компенсации действия элементов-ферритизаторов и сдерживания образования δ -феррита, углерод является также основным элементом, упрочняющим мартенситный твердый раствор. Повышение содержания углерода ведет к возрастанию степени закалки и повышению склонности сварных соединений к образованию холодных трещин. С целью обеспечения удовлетворительной свариваемости максимальное содержание углерода в сложнoleгированных мартенситных сталях, к которым относятся и стали с 9 % Cr, и в металле швов ограничивают уровнем примерно 0,12 %. Такие стали отличаются склонностью к закалке, что является одним из металлургических факторов придания им требуемых жаропрочных свойств [2]. Поэтому при их сварке для исключения образования трещин необходимо применение предварительного и сопутствующего подогрева. Минимальное содержание углерода в швах, как показано выше,

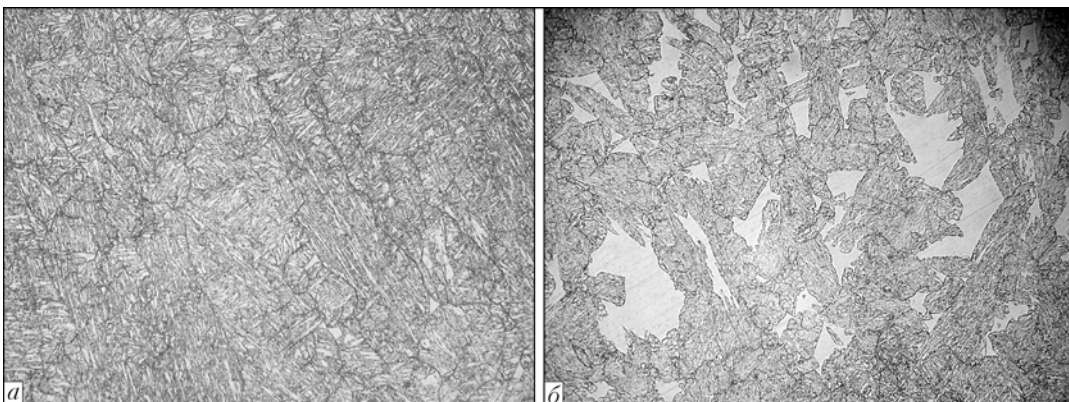


Рис. 2. Микроструктура участков швов с различным средним количеством δ -феррита, $\times 200$: а — 0,86; б — 17,1 об. %

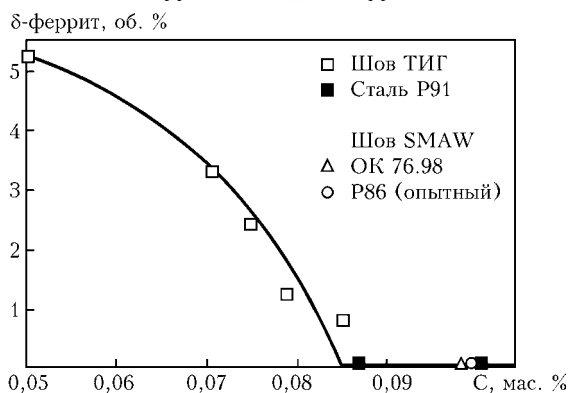


Рис. 3. Влияние углерода на содержание δ -феррита в мартенситном металле с системой легирования типа С–9Сг–Мо–V–Nb

определяется из условия сохранения однородной мартенситной структуры без δ -феррита.

Необходимо отметить, что, кроме углерода, образованию δ -феррита в металле с системой легирования С–9Сг–Мо–V–Nb препятствует никель, специально вводимый в количестве 0,4...1 % [11], а также марганец, используемый в качестве раскислителя. По степени стабилизации аустенита и уменьшения доли δ -феррита в хромистом металле углерод, по разным данным, в 10...30 раз эффективнее никеля и в 20...60 раз эффективнее марганца [2, 12]. Поэтому основное влияние на фазовый состав швов должен оказывать именно углерод. В наших экспериментах содержание никеля находилось на уровне нижнего предела, характерного для свариваемой стали P91 (примерно 0,4 %). С целью получения однофазной мартенситной структуры в условиях развития ликвационной неоднородности при кристаллизации металла швов, особенно с пониженным содержанием углерода, и получения удовлетворительной ударной вязкости следует легировать металл шва никелем на уровне, близком к верхнему пределу [13] (примерно 0,7...1 %).

В заключение следует отметить, что для исключения снижения содержания углерода в швах при сварке ТИГ стали типа 10Х9МФБ следует

использовать режимы с погонной энергией до примерно 13...15 кДж/см; условием обеспечения однофазной мартенситной структуры металла швов с системой легирования С–9Сг–Мо–V–Nb является ограничение минимального содержания углерода на уровне примерно 0,085 %.

1. Скульский В. Ю. Структура металла в зоне сплавления и ЗТВ сварных соединений высокохромистых теплоустойчивых сталей // Автомат. сварка. — 2005. — № 5. — С. 15–23.
2. Ланская К. А. Высокохромистые жаропрочные стали. — М.: Металлургия, 1976. — 216 с.
3. Сварка в углекислом газе / И. И. Заруба, Б. С. Касаткин, Н. И. Каховский, А. Г. Потапьевский. — Киев: Гостехиздат УССР, 1960. — 224 с.
4. Каховский Н. И., Фартушный В. Г., Юценко К. А. Электродуговая сварка сталей. — Киев: Наук. думка, 1975. — 480 с.
5. Юферов В. М. О технологической пластичности нержавеющих и жаростойких сталей // Металловед. и терм. обработка металлов. — 1968. — № 2. — С. 17–20.
6. Скульский В. Ю., Царюк А. К., Куран Р. И. К вопросу о технологичности теплоустойчивых сталей с повышенным содержанием хрома, предназначенных для строительства энергоблоков тепловых электростанций нового поколения // Повышение надежности сварных соединений при монтаже и ремонте технологического оборудования в энергетике: Сб. тр. 2-го науч.-практ. семинара, Киев, 6–8 дек. 2005 г. — Киев: ЭкоТехнология, 2005. — С. 15–20.
7. Скульский В. Ю., Царюк А. К., Моравецкий С. И. Оценка склонности сварных соединений теплоустойчивой хромистой мартенситной стали к образованию трещин при термической обработке // Автомат. сварка. — 2009. — № 1. — С. 5–9.
8. Zhang Z., Farrar J. S. M., Barnaes A. M. Weld metals for P91 — tough enough? — [2001]. — 19 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-073-00, II-1428-01).
9. Rosenbrok L. A critical overview of the welding of P91 material // Austral. Weld. J. — 2001. — 46, Second Quarter. — P. 5–8.
10. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х т. — Т. 1 / Под ред. Н. А. Ольшанского. — М.: Машиностроение, 1978. — 504 с.
11. Bergquist E.-L. Consumables and welding modified 9Cr–1Mo steel // Svetsaren. — 1999. — 54, № 1, 2. — P. 22–25.
12. Marshall A. W., Farrar J. C. M. Welding of ferritic and martensitic 11...14 % Cr steels // Welding in the World. — 2001. — 45, № 5/6. — P. 32–55.
13. Хойзер Г. Присадочные материалы для сварки в энергетическом машиностроении // Автомат. сварка. — 1997. — № 9. — С. 40–44, 47.

The character of variations in phase composition of the 10Kh9MFB type welds depending upon their carbon content has been analysed. It has been found that single-phase martensitic structure of welds can be provided at their carbon concentration of not less than about 0.085 %. Decrease in the carbon content to less than the above limit leads to formation of δ -ferrite in structure of the welds.

Поступила в редакцию 03.10.2008