УДК 669.112.227.342:539.4.015

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ

А.М. Апасов, Э.В. Козлов\*

Юргинский технологический институт (филиал) ТПУ E-mail: mchmyti@rambler.ru \*Томский государственный архитектурно-строительный университет E-mail: Kozlov@mail.tomsk.net.ru

Методами оптической и электронной микроскопии исследована структура в центральной части сварного соединения, околошовной зоны и основного металла вдали от сварного соединения. Диагностированы фазовый состав, зеренная и дислокационная структура основного металла, околошовной зоны и сварного соединения. Определено качество коррозионно-стойкой стали. Сделан вывод о том, что полученные экспериментально информативные параметры кристаллической решетки и количественные характеристики структуры свидетельствуют о высоких механических свойствах металла сварного соединения.

#### Ключевые слова:

Автоматическая импульсная аргонодуговая сварка, сварное соединение, сварной шов, околошовная (термического влияния) зона, основной металл, коррозионно-стойкая сталь, зеренная, дефектная и дислокациинная структуры, скалярная плотность дислокаций, оптическая и электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, α- и γ-фазы, карбид титана, фазовый состав, методы рентгенографии и акустической эмиссии.

#### Key words:

Automatic pulse argon-arc welding, welded joint, weld, heat-affected zone, base metal, corrosion-resistant steel, grain, defect and dislocation structures, dislocation scalar density optical and electron microscopy, X-ray analysis,  $\alpha$ - and  $\gamma$ -phases, titanium carbide, phase composition, methods of radiography and acoustic emission.

#### Введение

Несмотря на то, что в настоящее время промышленная технология достигла высокого уровня развития, тем не менее, техногенные катастрофы еще имеют место. В особенности, эта проблема актуальна для процесса *технической эксплуатации* изделий ответственного назначения, работающих в экстремальных режимах и условиях, а также для объектов стратегического назначения (в частности, атомные станции, крупнейшие химические комбинаты и комплексы), разрушение которых могло бы привести к необратимым гуманитарным и экологическим последствиям не только в пределах отдельного региона, государства, но и, более того, в планетарном масштабе.

Поэтому очень важно **уже** на этапе процесса *технологического изготовления* деталей, узлов, изделий и конструкций для подобных объектов на основе сталей аустенитного класса и, в частности, из коррозионно-стойких сталей, обеспечить их особое качество в дальнейшем. Причем сварные соединения всегда были и остаются наиболее слабым звеном в конструкции.

Отсюда следует, что особое качество может быть сформировано только при обязательном условии соблюдения высокой степени физической однородности (полное отсутствие дефектов различного структурного уровня), химической однородности (максимальный уровень диспергирования химических элементов и их соединений по всему объему) и структурной однородности стали. Это, в свою очередь, будет гарантировать реальным изделиям и конструкциям из коррозионно-стойкой стали такие механические, физические, химические и другие свойства, информативные параметры которых будут максимально приближены к их теоретическим (расчетным) значениям.

Следовательно, особое качество стали закладывается уже на атомном, нано- и мезоуровне формирования ее структуры. С этой целью выбран более качественный способ сварки-автоматическая импульсная аргонодуговая.

С другой стороны, кроме существующей вероятности зарождения и развития дефектов при сварке, дополнительное формирование тонкой структуры в металле шва и зоны термического влияния может послужить причиной зарождения источников трещинообразования.

Поэтому представляет определенный интерес исследование тонкой структуры и фазового состава металла сварных соединений методом трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ). На текущий момент времени подобного рода исследований проведено незначительно. Следует отметить, что строение металла шва, формируемого за счет расплавления собственных свариваемых кромок, практически не изучено, несмотря на то, что его структурно-фазовое состояние существенно отличается от состояния основного металла. Кроме того, наличие новых фаз может привести к возникновению внутренних напряжений в металле.

#### Материалы и методы исследования

Методами оптической и электронной микроскопии была исследована структура в центральной части сварного соединения в стали 08X18H10T, околошовной зоны и основного металла вдали от сварного шва (рис. 1), полученного способом автоматической импульсной аргонодуговой сварки. Сварной шов формировался за счет расплавления и кристаллизации собственного металла свариваемых кромок, выполненных без разделки.



Рис. 1. Схема исследования образца со сварными соединениями Точки А,Б,В,Г – места, где проводилось исследование. Точки Б-В – околошовная зона. Точка Г отстоит от центра шва на расстоянии 15,9 мм

Были диагностированы: фазовый состав, зеренная и дислокационная структура основного металла соединения, а также сварного шва и околошовной зоны. Целью исследования являлось изучение фазового состава, зеренной и дислокационной структуры основного материала и их изменения вследствие изготовления сварного соединения. Главной задачей исследования было определение качества соединения и установление его соответствия информативным параметрам акустоэмиссионного контроля процесса сварки.

#### Методика исследования и используемые приборы

Оптические исследования проводились на микроскопе МИМ-10 при увеличениях 100-1000 крат. Поверхность шлифов готовили методом электролитической полировки с последующим электролитическим травлением по стандартной технологии [1]. Электронно-микроскопические исследования выполнялись на электронном микроскопе ЭМ-125 «К» при ускоряющем напряжении 125 кВ. Тонкие фольги готовились методом электролитической полировки в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте при 25 °C. Рентгеноструктурные исследования проводились на аппарате ДРОН-1.5 в монохроматизированном FeK - излучении с записью на диаграммную ленту в автоматическом режиме. Все рефлексы на дифрактограммах проиндицированы с целью определения основных фазовых составляющих, а затем проведен расчет количественных характеристик.

В ходе рентгеноструктурных, оптических и электронно-микроскопических измерений определяли параметры кристаллических решеток, присутствующих в материалах фаз, их объемную долю, причем после выявления размер зерен, фазовых прослоек, карбидных частиц, скалярную плотность дислокаций определяли методом секущей [1, 2]. Была также исследована сплошность металла сварного соединения, наличие в нём дефектов и полей напряжений.

#### Результаты исследования строения стали и их обсуждение

Фазовый состав основного металла свариваемой стали. Сталь 08X18H10T относится к классу аустенитных сталей, поэтому основной фазой является  $\gamma$ -фаза, т. е. твердый раствор элементов замещения (Ni и Cr) и внедрения (углерода) с параметром кристаллической решетки  $a_{\gamma}=0,36$  нм. Результаты структурно-фазового анализа основного металла стали 08X18H10T представлены ниже.

Фаза  $V_{\phi}$ , мас. %

•	γ	• •		•••	•••	•••	 		•••				98
•	α						 		•••				0
•	Ti	С					 	•••					1,9
•	M	<sub>23</sub> C	-6	••	••	•••	 	•••	•••	•••	••••	• • • • • • •	0,1

\* Объемная доля фазы

Наряду с основным карбидом TiC (параметр кристаллической решетки a=0,433 нм) в матрице присутствуют мелкие частицы карбида  $M_{23}C_6$  на базе хрома, в основном  $Cr_{23}C_6$ , слегка легированный железом.

Карбид TiC в матрице выделяется в виде неравноосных частиц, рис. 2.



**Рис. 2.** Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 08X18H10T (основной материал) вдали от сварного шва

Средние размеры частиц в материале основного металла составляют: длина – 0,4...0,5 мкм, ширина – 0,20...0,25 мкм. Объёмная доля TiC – 1,5...2,0 %. Эти значения получены методами рентгеноструктурного анализа и дифракционной электронной микроскопии с последующим усреднением. Необходимо учесть, что, если весь титан находится в карбиде, а высокая теплота образования карбида TiC этому способствует, объёмная доля этого карбида должна быть вблизи 2 %. В этом случае в карбиде TiC часть углерода находится в количестве 0,22 мас. %.

Вторым карбидом является карбид  $M_{23}C_6$  на базе хрома, т. е. в основном  $Cr_{23}C_6$ , слегка легированный железом. Этот карбид наблюдается в виде сфе-





Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры основного материала (сталь 08Х18Н10Т) на расстоянии Рис. З. 15,9 мм от зоны сварного шва. Стрелками отмечены частицы карбида М<sub>23</sub>С<sub>6</sub>

рических частиц (рис. 3). Объёмная доля этого карбида невелика и составляет величину ~0,1 %.

Остальную часть объёма (~98 %) занимает у-фаза. Параметры у-фаза основного металла (сталь 08X18H10T):

٠	Параметр кристаллической решетки
	<i>a<sub>γ</sub></i> , HM0,3593
•	Напряжения II рода $\Delta d / d \dots 1, 2$
•	Средний размер зерна $\overline{D}$ , мкм10
•	Скалярная плотность дислокаций $\rho{\cdot}10^{{}_{-10}},{\rm сm}^{{}_{-2}}$ 0,65
•	Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки $\chi$ , см <sup>-1</sup> нет

• Амплитуда внутренних (дальнодействующих) напряжений т, МПа .....<10

Параметры  $a_{y}$  и  $\Delta d/d$  измерены методом рентгеноструктурного анализа,  $\overline{D}$  – методом оптической микроскопии,  $\rho$ ,  $\chi$  и  $\tau$  – методом электронно-микроскопического анализа.

#### Оценка содержания углерода в твердом растворе

Выше было указано, что 0,22 мас. % углерода находится в карбидах. Остальной углерод должен находиться на дефектах кристаллического строения и в у-твердом растворе в позициях внедрения (рис. 4) в октоэдрических междоузлиях.

Количество растворенного в позициях внедрения углерода можно оценить. Для этого используем экспериментально измеренное значение параметра кристаллической решетки у-фазы, приведенное выше, и сравним это значение со значением параметра γ-твердого раствора Fe-18Cr-10Ni без углерода. Последнюю величину найдем из соотношения [3]:

$$a_{\gamma(C_{c}=C)} = 2\sqrt{2}(R_{\rm Cr}C_{\rm Cr} + R_{\rm Ni}C_{\rm Ni} + R_{\rm Fe}C_{\rm Fe}), \qquad (1)$$

где  $R_i$  – радиус, а  $C_i$  – концентрация соответствующего элемента. Величина а, колеблется в пределах 0,3564...0,3581 нм в зависимости от величины  $R_{\rm Fe}$ . Известно, что радиус атома железа в различных сталях различен и может изменяться в пределах

0,125...0,127 нм [4]. В соответствии с этим *a*, для безуглеродистого аустенита ожидается в пределах 0,3584...0,3581 нм. Концентрация атомов углерода  $(C_{\rm c})$  в позициях внедрения  $\gamma$ -твердого раствора может быть определена из соотношения:

$$C_{\rm C} = \frac{a_{\gamma(C_{\rm C})} - a_{\gamma(C_{\rm C}=0)}}{2\sqrt{2}K},$$
 (2)

кристаллической решетки у-твердого раствора,  $a_{\pi(C_{c=0})}$  – теоретически определенный по формуле (1), *К*-коэффициент, равный 0,044...0,065 [5]. Использование формул (1) и (2) позволило определить концентрацию углерода в у-фазе в пределах 0,27...0,66 мас. %, с наиболее вероятным значением 0,45 %. Можно сделать вывод, что на дефектах кристаллического строения находится 0,1 мас. % углерода. Остальной углерод находится в у-твердом растворе. Общий баланс углерода в исследованной стали приведен ниже. Видно, что углерод распределен между достаточно различными позициями.

Фаза С. мас. %

- Дефекты кристаллического строения .....~0,10



- 🔘 узлы, которые могут быть занятыми атомами желез никеля или хрома;
- X -междоузлия (октаэдрические), часть из которых занята атомами углерода или азота
- Рис. 4. Элементарная ячейка у-твердого раствора



**Рис. 5.** Оптическое изображение зеренной (а) и дислокационной (б) структуры основного металла (сталь 08X18H10T) вдали от сварного шва

# Зеренная и дефектная структура основного металла сварного соединения

Зеренная структура исходного материала ( $\gamma$ -твердый раствор) изображена рис. 5. Средний размер зерна D колеблется в пределах 9...10 мкм, т. е. оно достаточно мелкое. Скалярная плотность дислокаций измерялась специально вдали от зоны воздействия сварки. В материале после сварки вдали от шва  $\rho$ =6,5·10° см<sup>-2</sup>. Для отожженного материала такая величина  $\rho$  значительна (рис. 6). Однако в аустенитных сталях в связи с возможностью фазового наклепа такая величина  $\rho$  встречается довольно часто [6].

### Дефектная структура и фазовый состав в области сварного шва и околошовной зоне (зоне термического влияния)

Оптические изображения структуры основного металла и материала шва даны на рис. 6. Травление здесь выполнено с целью выявления неоднородности распределения углерода. В структуре шва и околошовной зоны он преимущественно локализован в карбидах TiC. В основном металле углерод присутствует в виде обогащенных зон в  $\gamma$ -твердом растворе. На рис. 6 эти зоны имеют вид полос (указаны стрелками) в направлении, параллельном плоскости прокатки.

Другое оптическое изображение представлено на рис. 7.

Из рис. 7 видно, что по границам зерен  $\gamma$ -фазы, наряду с  $\alpha$ -фазой, присутствует карбид TiC. Частицы карбида TiC присутствуют также внутри зерен. Фазовый состав материала шва приведен ниже.

Фаза *V*<sub>ф</sub>, мас. %

•	γ
•	α
• '	ГіС
• ]	$M_{23}C_6$ 0

Количество карбида титана в шве таково, что в нем должен находиться весь углерод, а железо и легирующие элементы должны частично заменить в нем титан, т. к. его не хватает для формирования карбида. Не исключено, что не только углерод, но и



Рис. 6. Оптическое изображение сварного соединения. Сталь 08X18H10T. Темные и светлые полосы в основном металле свидетельствуют о неоднородном распределении углерода. Обогащенные углеродом зоны (темные полосы) указаны стрелками

элементы замещения частично из околошовной зоны перешли в металл шва. Поэтому шов содержит значительную долю  $\alpha$ -фазы. По-видимому металл шва обеднен никелем и обогащен хромом, титаном и углеродом. В среднем, в металле объёмная доля карбида TiC (если весь углерод локализован в нем) должна составлять не более 1,6 %. Зона шва оказалась обогащенной карбидами TiC. В этой зоне, наряду с  $\gamma$ -фазой и карбидами TiC, обнаружена значительная доля  $\alpha$ -фазы (~18 %). Произошедшее перераспределение легирующих элементов уменьшило количество карбидов в переходной зоне и повлекло



Рис. 7. Оптическое изображение стыка сварного шва (а), переходной (околошовной) зоны и основного металла и зерен. В зоне шва и околошовной зоне стрелками отмечены прослойки α-фазы вдоль границ зерен и частицы карбида TiC в теле зерен и на границах. На схеме зеренной структуры (б) указано направление увеличения размера зерен



Рис. 8. Электронно-микроскопическое изображение структуры центральной части сварного шва. По границам зерен γ-фазы располагаются прослойки α-фазы. Стрелками отмечены частицы карбида ТіС. Сталь 08Х18Н10Т

за собой изменение фазового состояния в зоне шва. Основной металл и переходная зона представлены двухфазной смесью ( $\gamma$ +TiC). Структура металла в зоне шва – трехфазная смесь ( $\gamma$ + $\alpha$ +TiC). Зеренная структура в центре шва устроена весьма своеобразно: по границам зерен  $\gamma$ -фазы расположены прослойки  $\alpha$ -фазы, вблизи которых концентрируются частицы TiC (рис. 8).

Часть ТіС расположена на малоугловых границах внутри фазы (рис. 9).



Рис. 9. Выделение ТіС (отмечены стрелками) по малоугловым границам *Y*-фазы в центральной части сварного шва. Сталь 08X18H10T. Электронно-микроскопическое изображение

Несомненно, в остывающем металле шва происходила диффузия по границам зерен  $\gamma$ -фазы и перераспределение элементов, что привело к образованию столь своеобразно «сконструированного» многофазного материала.

Количественное распределение карбида титана,  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фазы в пространстве от центра шва до основного материала дано на рис. 10, *a*, *б*.



Рис. 10. Зависимости количественных характеристик структуры от расстояния до центра сварного шва стали 08X18H10T: а) объёмной доли карбидов титана δ<sup>™</sup>; б) объёмной доли α- (1) и γ- (2) фазы δ; в) размера зерна γ-фазы D; г) скалярной плотности дислокаций р (пунктирными линиями отмечена околошовная зона)

Объемная доля карбидов TiC в зоне шва значительна и убывает к околошовной зоне,  $\alpha$ -фаза присутствует только в зоне шва. За их пределами исчезновение  $\alpha$ -фазы и убывание карбида TiC компенсируется увеличением доли  $\gamma$ -фазы.

#### Размер зерен и скалярная плотность дислокаций в области металла сварного шва

Изменения в химическом и фазовом составе, возникающие при сплавлении исследуемой стали,

повлекли за собой количественные изменения в дефектной подсистеме (рис. 10). Размер зерен оказался максимальным в зоне термического влияния (рис. 10, a). Этот факт свидетельствует о наиболее медленной скорости охлаждения и большем времени температурной выдержки в этой зоне. Одновременно установлено, что скалярная плотность дислокаций минимальна в основном объёме материала и максимальна – в зоне термического влияния (рис. 10, г). Наблюдение дислокационной структуры (рис. 11) показало, что выбранный режим сплавления не повлек за собой возникновения больших внутренних напряжений. В частности, плотность экстинкционных контуров невелика, а изгиб дислокационных сегментов свидетельствует о небольшой амплитуде внутреннего поля. Поэтому можно утверждать, что рост скалярной плотности дислокаций (рис. 10, г) в околошовной зоне целиком обусловлен изменением концентраций легирующих элементов в этой зоне. Известно, что изменение концентрации твердого раствора в твердом состоянии влечет рост скалярной плотности дислокаций для компенсации возникновения внутренних напряжений [7].

Контроль качества сварного соединения осушествлялся в процессе его формирования (плавления и кристаллизации металла шва) акустикоэмиссионным методом, а также методом рентгенографии. На основе регистрирующего и измерительного комплекса аппаратуры проведено исследование информативных параметров акустической эмиссии от отдельных составляющих процесса сварки: источников электромагнитных полей, шумов от истечения защитного газа аргона и механического движения сварочной головки, процессов плавления и кристаллизации металла шва, источников зарождения и развития трещин. С помощью многоканального амплитудного анализатора установлено, что разделение сигналов акустической эмиссии от помех, процессов плавления, кристаллизации и дефектообразования осуществляется по амплитудному признаку, а селекцию сигналов от зарождающихся трещин производят по числу импульсов в пределах каждого канала анализатора. Опасных и недопустимых дефектов типа непровара и трещин не обнаружено, что подтверждено методом рентгенографии. Первоначальные результаты исследования акустико-эмиссионным методом



Рис. 11. Дислокационная структура материала центральной части сварного шва. Сталь 08Х18Н10Т

опубликованы в [8]. Более детальные результаты исследования качества сварного шва изложены в работах [9–11] и в монографии [12].

#### Выводы

Детально исследована структура сварного соединения из коррозионно-стойкой стали 08X18H10T, полученного способом автоматической импульсной аргонодуговой сварки.

Установлено, что в процессе сварки происходит перераспределение легирующих элементов по объему металла сварного соединения и зоны термического влияния, которое вызывает качественное и количественное изменение фазового состава по сравнению с исходным состоянием. В частно-

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
- Чернявский К.С. Стереология в металловедении. М.: Металлургия, 1977. – 280 с.
- 3. Кан Р. Атомное строение металлов и сплавов. Т. 1. М.: Мир. 1967. 338 с.
- Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. Т. 2. М.: Металлургия, 1962. – 1488 с.
- Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
- Ямпольская Л.И., Сизоненко Н.Р., Лычагин Д.В. Возврат и фазовые превращения в стали 1Х18Н9Т // Эволюция дислокационной структуры, упрочнение и разрушение сплавов / Под ред. Н.А. Коневой. – Томск: ТГУ, 1992. – С. 94–106.
- Чалмерс Б. Физическое металловедение. М.: Металлургия, 1963. – 456 с.
- Апасов А.М. Анализ разрушения сварных соединений в процессе сварки // Дефектоскопия. – 1996. – № 10. – С. 24–30.

сти, увеличивается количество карбида титана и появляется много  $\alpha$ -фазы, локализующейся по границам зерен  $\gamma$ -фазы. Дислокационная структура в металле сварного соединения достаточно низ-коэнергетическая. Это свидетельствует о низком уровне остаточных напряжений.

Следовательно, вышеизложенные факторы наряду с уменьшением размера зерен в металле сварного соединения обуславливают его высокие механические свойства. Безукоризненное качество сварного соединения подтверждено методом рентгенографии и акустико-эмиссионным методом.

Авторы выражают глубокую благодарность Н.А. Поповой, Л.Н. Игнатенко и В.П. Подковке за оказанную помощь в проведении анализа структуры стали.

- Апасов А.М., Апасов А.А. Исследование акустической эмиссии при сварке изделий из аустенитных сталей // Сварочное производство. – 2001. – № 1. – С. 10–14.
- Апасов А.М., Апасов А.А. Механизм зарождения, формирования и диагностики непровара в процессе сварки. Ч. 2 // Известия Томского политехнического университета. Т. 308. № 2. С. 120–126.
- Апасов А.М., Апасов А.А. Механизм зарождения, формирования и диагностики непровара в процессе сварки. Ч. 3 // Известия Томского политехнического университета. Т. 308. № 3. С. 132–135.
- Апасов А.М., Апасов А.А. Основы физической теории активной диагностики процесса сварки. Томск: Изд-во ТПУ, 2004. – 248 с.

Поступила 08.06.2009 г.