

УДК 621.774.21,621.78.019.3

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПРИ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СВАРНОГО ШВА ТРУБ, СВАРЕННЫХ ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ

© М. А. Ткачук, О. А. Багмет¹*Статья поступила 26 февраля 2014 г.*

Предложен метод моделирования процессов структурообразования, происходящих при нагреве и охлаждении металла в зоне сварного соединения труб, сваренных токами высокой частоты (ТВЧ). Разработана методика определения оптимальной температуры нагрева при локальной термической обработке (ЛТО) сварного шва по режиму нормализации. Показано, что для труб из сталей различного химического состава при ЛТО сварного шва по режиму нормализации критерием выбора температуры нагрева в однофазную γ -область является получение мелкозернистой ферритно-перлитной структуры с отсутствием дефектных участков видманштеттового феррита в околошовной зоне (ОШЗ) при охлаждении.

Ключевые слова: электросварные трубы; сварка токами высокой частоты; локальная термическая обработка; сварной шов; околошовная зона; микроструктура.

На Выксунском металлургическом заводе (ОАО «ВМЗ») при производстве стальных электросварных труб диаметром 114–530 мм классов прочности К50–К60 из среднеуглеродистых и низколегированных сталей применяется сварка токами высокой частоты (ТВЧ). Основными преимуществами этого способа сварки являются: высокая производительность за счет применения больших скоростей сварки; относительно низкий удельный расход электроэнергии на 1 т готовых труб; отсутствие необходимости использования расходных материалов; возможность применения одного и того же сварочного оборудования для сварки труб различных марок стали и размерного сортамента, изменяя при этом лишь энергосиловые и скоростные параметры процесса сварки.

Однако после сварки ТВЧ в сварном шве и ОШЗ образуется неблагоприятная грубая структура, в которой наряду с игольчатым и видманштеттовым ферритом возможно образование структуры бейнита и даже мартенсита. Одним из способов улучшения структуры сварного соединения является проведение ЛТО по режиму нормализации. Локальная нормализация сварного соединения производится непрерывно-последовательным способом посредством применения нескольких индукторов. Этот вид термической обработки заключается в местном индукционном нагреве сварного шва и основного металла трубы, непосредственно примыкающего к зоне сварки, в аустенитную область с последующим охлаждением нагретого металла на воздухе [1].

Основная задача ЛТО — повышение пластичности, ударной вязкости металла сварного шва и ОШЗ

¹ ОАО «ВМЗ», г. Выкса, Нижегородская обл., Россия;
e-mail: tkachuk_ma@vsw.ru; bagmet_oa@vsw.ru

за счет исправления дефектной структуры, полученной в результате высокочастотной сварки. Уровень вязких свойств сварного соединения труб определяется качеством исходного металла, технологией сварки и режимом термической обработки сварного шва. Многочисленные исследования показывают, что решающее влияние на вязкость сварного соединения оказывают два фактора: наличие оксидных включений, образующихся при сварочном нагреве металла, и структура ОШЗ [2].

Оксидные включения, образующиеся во время сварки и оставшиеся в металле после затвердевания, выделяются в виде тонких пленок вдоль линии сплавления сварного шва. Эти оксидные пленки, обогащенные марганцем и кремнием, служат концентраторами напряжений и приводят к значительному снижению ударной вязкости сварного соединения. Причиной появления вдоль линии сплавления большого количества оксидных включений являются неправильно подобранные режимы высокочастотной сварки. Для получения качественного сварного соединения необходимо: выбирать оптимальные значения осадки, горизонтального и вертикального углов схождения кромок; применять оптимальную частоту сварки; правильно располагать сварочные контакты или сварочные индукторы; обеспечивать при сварке II тип процесса [3]; иметь металл соответствующего химического состава.

Следующим неблагоприятным фактором для ударной вязкости и пластичности сварного соединения является грубая структура видманштеттового феррита, формирующаяся в ОШЗ после проведения ЛТО. Видманштеттовый феррит представляет собой грубые удлиненные пластины α -фазы, зарождение которых происходит в основном по границам аустенитных зерен [4, 5]. Размеры отдельных колоний видманштеттового феррита после ЛТО в ОШЗ достигают 45–50 мкм. Одной из основных причин появления крупных колоний видманштеттового феррита является формирование укрупненной зеренной структуры аустенита при нагреве металла до высоких температур.

Наличие видманштеттовой структуры в сварном соединении нежелательно, так как наряду с повышением прочностных характеристик происходит значительное снижение пластичности, ударной вязкости и сопротивления металла хрупкому разрушению при отрицательных температурах [1, 6].

С целью определения оптимальной температуры нагрева при ЛТО нормализации, исследовании процессов структурообразования в сварном шве и ОШЗ при нагреве и охлаждении предложена методика изучения фазовых превращений дилатометрическим методом. Для определения оптимальной температуры ЛТО необходимо:

1) отбирать дилатометрические образцы от сварного соединения трубы;

2) воспроизвести на дилатометре режим нагрева и охлаждения со скоростями, применяемыми в промышленных условиях;

3) определить критические точки A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} , A_{r3} ;

4) исследовать зеренную структуру аустенита, формирующуюся после различных температур нагрева $\sim A_{c3} + 20, 40, \dots$ °С, и конечную микроструктуру ОШЗ после охлаждения.

Критерием выбора оптимальной температуры нагрева ЛТО нормализации было получение мелкозернистой ферритно-перлитной структуры с отсутствием дефектных участков видманштеттового феррита в ОШЗ.

Рассмотрим пример применения предложенной методики для сварного соединения трубы диаметром 530 мм класса прочности K55, изготовленной из рулонного проката толщиной 8 мм стали 17Г1С-У. Химический состав исследуемой стали следующий (% масс.): 0,16 С; 1,22 Мн; 0,48 Si; 0,003 S; 0,007 P; 0,09 Cr; 0,11 Ni; 0,26 Cu; 0,021 Al; 0,009 N; 0,002 Ti; 0,003 Nb; 0,003 V; 0,012 Mo.

Протяженность зоны термического влияния сварного соединения труб с толщиной стенки 8 мм, сваренных ТВЧ, составляет порядка 3,5–4 мм. Для моделирования режимов нагрева и охлаждения ЛТО на автоматическом дилатометре DIL 805 требовались цельные цилиндрические образцы типоразмером $\varnothing 4 \times 10$ мм, отобранные от сварного соединения в поперечном сечении трубы после высокочастотной сварки.

Условия нагрева и охлаждения дилатометрических образцов были близки к параметрам ЛТО сварного соединения по режиму нормализации, применяемой в промышленных условиях в трубоэлектросварочном цехе ОАО «ВМЗ» при использовании двух индукторов:

1) нагрев от комнатной температуры в течение 3,76 с до температуры 800 °С — нагрев в первом индукторе;

2) охлаждение в течение 0,8 с в интервале температур 800–750 °С — охлаждение между первым и вторым индукторами;

3) нагрев в течение 3,76 с от температуры 750 °С до окончательной температуры нагрева — нагрев во втором индукторе.

Дилатометрические исследования показали, что при нагреве образцов со скоростями, применяемыми при ЛТО в цеховых условиях, в стали 17Г1С-У полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение начинается при температуре $785 \pm 1,7$ °С (A_{c1}), заканчивается — при $875 \pm 5,3$ °С (A_{c3}). Критические точки начала (A_{c1}) и завершения (A_{c3}) полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения определяли по среднему значению на основании десяти измерений с оценкой доверительного интервала с вероятностью $P = 0,95$. Полученные результаты определения критических точек показали довольно

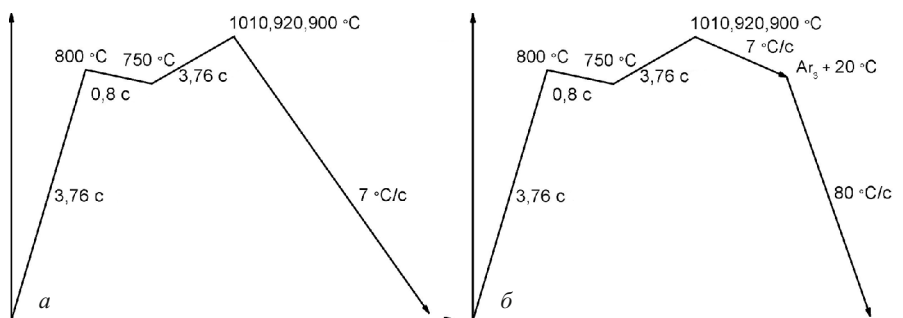


Рис. 1. Схемы режимов обработки дилатометрических образцов

стабильные результаты, разброс между минимальным и максимальным значениями не превышал $4\text{ }^{\circ}\text{C}$ для A_{c1} и $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ — для температуры A_{c3} . Низкие значения доверительного интервала $1,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ для A_{c1} и $5,3\text{ }^{\circ}\text{C}$ для A_{c3} свидетельствуют о достаточно высокой точности определения критических точек.

После определения критической точки A_{c3} для стали 17Г1С-У с целью изучения влияния температуры аустенитизации при нагреве сварного соединения во время проведения ЛТО на конечную структуру ОШЗ были смоделированы режимы ЛТО нормализации с нагревом дилатометрических образцов до трех температур: 1010, 920, 900 (рис. 1, а). Температура $1010\text{ }^{\circ}\text{C}$ соответствовала применяемому ранее нагреву в промышленных условиях. После нагрева образцы охлаждали со скоростью $7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до комнатной температуры, имитируя охлаждение сварного соединения трубы на воздухе при ЛТО нормализации в промышленных условиях. При охлаждении образцов для каждого из смоделированных режимов определяли критическую точку начала распада аустенита (Ar_3). Для изучения влияния температуры нагрева на размер аустенитного зерна методом стоп-заковки фиксировали высокотемпературное состояние зеренной структуры аустенита посредством охлаждения образцов со скоростью $80\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ от температуры $Ar_3 + 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 1, б).

Структуру дилатометрических образцов исследовали при помощи инвертированного кодированного металлографического микроскопа Axio Observer.D1m с моторизованным предметным столом. Металлографические шлифы изготавливались посередине дилатометрических образцов в сечении, перпендикулярном их оси. После стандартной методики приготовления металлографических шлифов исследуемую поверхность травили в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты для выявления конечной структуры и в пересыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением ингибиторов и хлорида меди — для выявления действительного аустенитного зерна. Твердость по методу Виккерса при нагрузке $0,2\text{ кг}$ измеряли с использованием автоматического микротвердомера КВ 30. При определении твердости оценивали среднее значение измеряемой величины с оценкой доверительного интервала с вероятностью $P = 0,95$ на разных расстояниях от линии сплавления. Анализ микро-

структуры ОШЗ на наличие дефектных участков видманштеттового феррита после различных температур окончательного нагрева ЛТО проводили в соответствии с ГОСТ 5640–68 [7]. Размеры аустенитных и ферритных зерен после всех смоделированных режимов нагрева-охлаждения ЛТО определяли по ГОСТ 5639–82 [8].

Исходная структура сварного соединения трубы из стали 17Г1С-У после сварки ТВЧ вблизи линии сплавления состоит из мартенсита и бейнита (рис. 2, а). После смоделированного режима ЛТО нормализации с нагревом до $1010\text{ }^{\circ}\text{C}$ для исследуемой стали 17Г1С-У в ОШЗ сварного соединения трубы наряду с ферритно-перлитной структурой выявлено наличие грубой видманштеттовой структуры феррита (рис. 2, б). При понижении температуры нагрева ЛТО до $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ количество видманштеттового феррита в структуре сварного соединения заметно снизилось и значительно уменьшился размер зерен (рис. 2, в). Дальнейшее снижение температуры нагрева до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ привело к полному исчезновению участков с игольчатой направленностью, и в ОШЗ сформировалась однородная ферритно-перлитная структура (рис. 2, г).

Изучение зеренной структуры аустенита показало, что наличие грубых участков видманштеттового феррита в ОШЗ исследуемой стали на расстоянии $0,3\text{--}0,6\text{ мм}$ от линии сплавления обусловлено формированием укрупненных аустенитных зерен при нагреве. Из таблицы видно, что при нагреве до $1010\text{ }^{\circ}\text{C}$ в сварном соединении трубы из стали 17Г1С-У на расстоянии $\sim 0,5\text{ мм}$ от линии сплавления образуются более крупные по размеру аустенитные зерна по сравнению с режимами нагрева до температур $900\text{--}920\text{ }^{\circ}\text{C}$. Обращает на себя внимание рост зерен аустенита во время охлаждения со скоростью $7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ от температуры 1010 до $920\text{ }^{\circ}\text{C}$. За менее чем 13 с средний диаметр аустенитных зерен увеличился с 27 до 34 мкм , максимальный — с 45 до 75 мкм (см. таблицу, рис. 3). При нагреве до более низких температур 920 и $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ максимальный диаметр аустенитных зерен не превышал 30 и 26 мкм , а средний диаметр — 18 и 13 мкм соответственно.

Косвенным подтверждением формирования более крупнозернистой зеренной структуры аустенита в ОШЗ исследуемой стали при нагреве до температуры

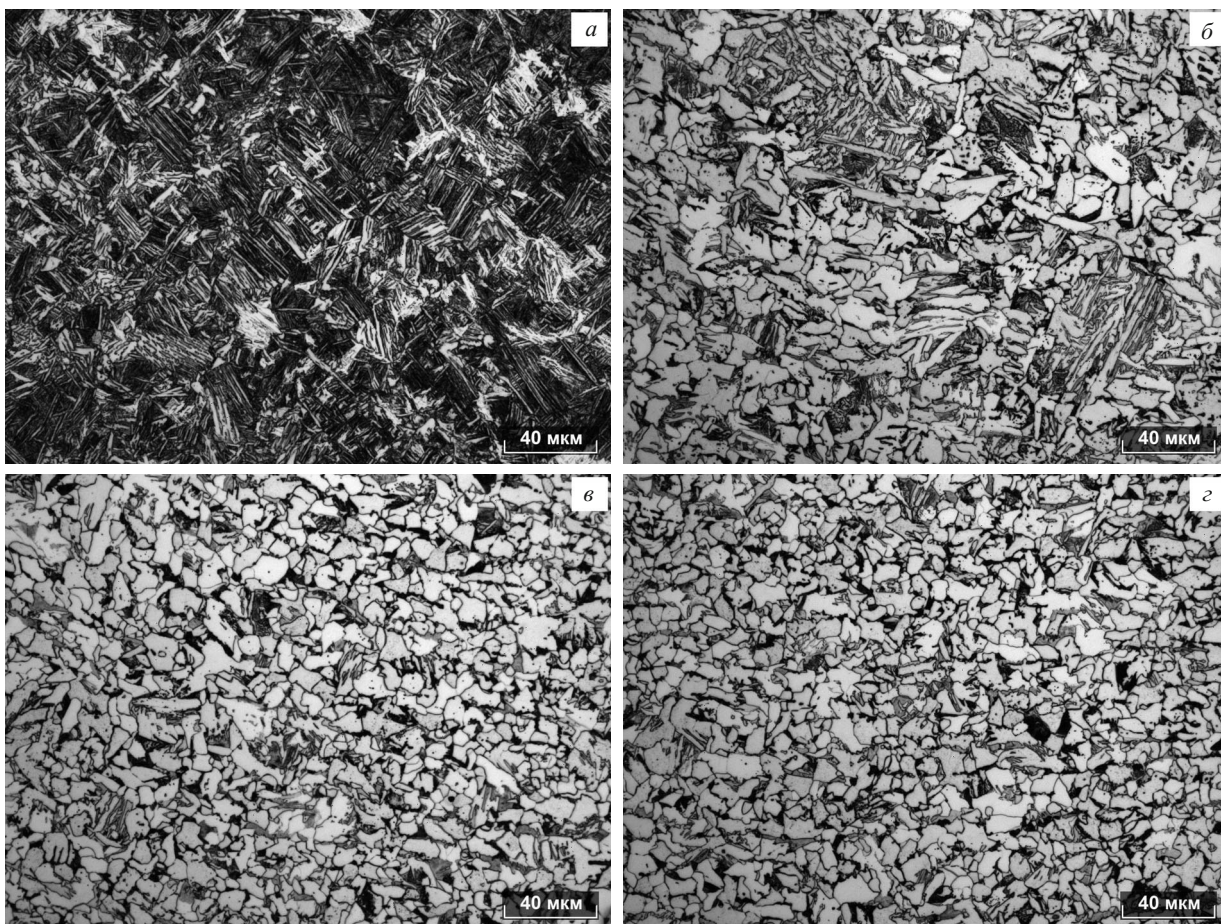


Рис. 2. Микроструктура ОШЗ на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления сварного соединения трубы из стали 17Г1С-У: а — исходное состояние после сварки ТВЧ; б, в, г — ЛТО 1010; 920; 900 °С соответственно

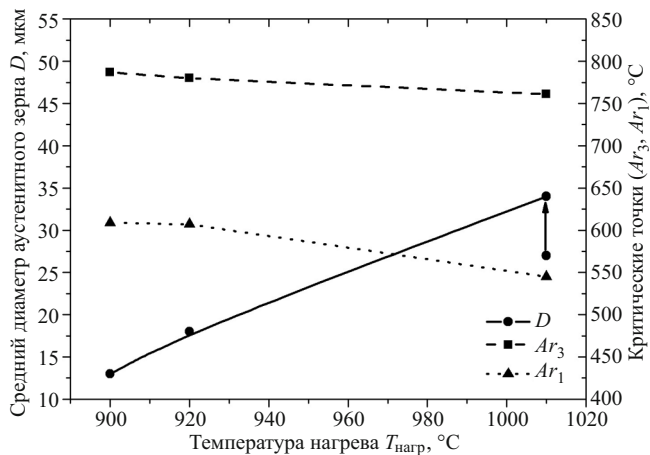


Рис. 3. Влияние температуры нагрева при имитации ЛТО на размер аустенитного зерна и критические точки Ar_3 , Ar_1 для стали 17Г1С-У (стрелкой показан рост аустенитного зерна при охлаждении со скоростью 7 °С/с от температуры 1010 до 920 °С)

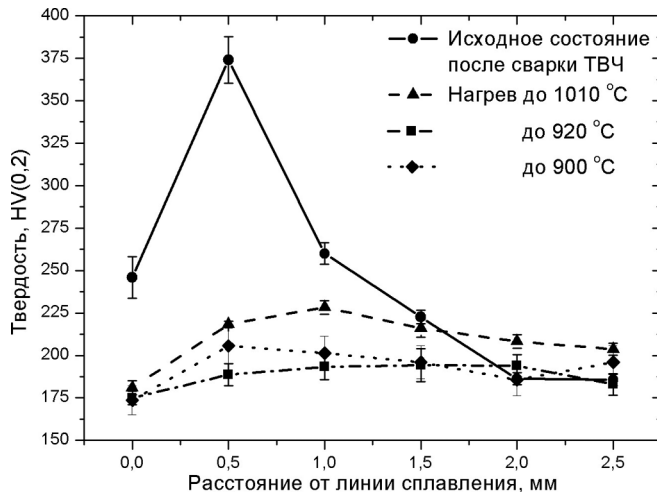


Рис. 4. Влияние температуры нагрева при имитации ЛТО на твердость ОШЗ сварного соединения трубы из стали 17Г1С-У

1010 °С по сравнению с нагревом до 900 – 920 °С является понижение температур начала (Ar_3) и завершения (Ar_1) распада аустенита (см. рис. 3).

На рис. 4 показан график влияния температуры нагрева ЛТО на твердость в ОШЗ сварного соедине-

ния для трубы из стали 17Г1С-У. Наиболее равномерное распределение твердости в ОШЗ трубы наблюдается при режимах нагрева до температур 900 и 920 °С: 185 – 205 HV. При нагреве до температуры 1010 °С твердость металла ОШЗ в среднем выше на 25 HV и составляет порядка 205 – 235 HV. Твердость

Результат количественной оценки параметров аустенитных зерен на расстоянии ~0,5 мм от линии сплавления после различных режимов имитации нагрева и охлаждения ОШЗ стали 17Г1С-У

Параметр аустенитного зерна	Режим нагрева перед стоп-закалкой, °С			
	1010	1010 + 7 °С/с до 920	920	900
Средняя площадь $S_{\text{ср}}$, мкм ²	611	1140	273	154
Минимальный диаметр $D_{\text{мин}}$, мкм	15	14	8	5
Максимальный диаметр $D_{\text{макс}}$, мкм	45	75	30	26
Средний диаметр $D_{\text{ср}}$, мкм	27	34	18	13
Балл по средней площади по ГОСТ 5639–82	8	7	9	10

линии сплавления после всех проведенных режимов ЛТО нормализации находится приблизительно на одном уровне и составляет порядка 175 – 180 НВ.

Результаты исследований с использованием новой методики по оценке структурного состояния сварного соединения при моделировании ЛТО в лабораторных условиях показали, что для стали 17Г1С-У ($A_{c3} = 875$ °С) высокая температура нагрева (1010 °С) приводит к формированию вблизи линии сплавления крупных зерен аустенита, которые при дальнейшем охлаждении способствуют образованию дефектной структуры видманшкеттового феррита (см. рис. 2, б). Также установлено, что снижение температуры ЛТО нормализации с 1010 до 900 °С для труб из стали 17Г1С-У приводит к полному исчезновению грубых структур игольчатой направленности, значительному повышению однородности по структуре и по твердости металла ОШЗ за счет формирования мелкозернистой зеренной структуры аустенита при нагреве (см. рис. 2, в).

Таким образом, разработана методика, позволяющая определять оптимальную температуру окончательного нагрева при ЛТО сварного шва труб, изготовленных из сталей различного химического состава. Применение данной методики позволит получать равномерную мелкозернистую ферритно-перлитную структуру; при этом отсутствуют участки видман-

шкеттового феррита и равномерно распределена твердость в ОШЗ, что приведет к повышению показателей ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению при отрицательных температурах металла сварного соединения труб [1, 6].

ЛИТЕРАТУРА

1. Головин Г. Ф., Зимин Н. В. Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. — Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1990. — 87 с.
2. Yan P., Güngör Ö. E., Thibaux P., Liebeherr M., Bhadeshia H. K. D. H. Tackling the Toughness of Steel Pipes Produced by High Frequency Induction Welding and Heat-Treatment / J. Mater. Sci. Eng. A. 2011. Vol. 528(29–30). P. 8492–8499.
3. Haga H., Aoki K., Sato T. The Mechanisms of Formation of Weld Defects in High-Frequency Electric Resistance Welding / J. Welding. 1981. Vol. 60(6). P. 104–109.
4. Арзамасов Б. Н., Сидорин И. И., Косолапов Г. Ф. и др. Материаловедение. — М.: Машиностроение, 1986. С. 97–98.
5. Смирнов М. А., Счастливец В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки стали. — Екатеринбург: УрО РАН, 1999. — 88 с.
6. Лившиц Л. С., Хакимов А. Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1989. — 78 с.
7. ГОСТ 5640–68. Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты. Введ. 01.01.70. — М.: Издательство стандартов, 1974.
8. ГОСТ 5639–82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Введ. 01.01.83. — М.: Издательство стандартов, 1983.