

УДК 621.791.722

А.Л. Гончаров, А.П. Слива, М.А. Портнов, Е.В. Терентьев, М.С. Грибков
A.L. Goncharov, A.P. Sliva, M.A. Portnov, E.V. Terentyev, M.S. Gribkov

Национальный исследовательский университет «МЭИ», г. Москва
National Research University "MPEI", Moscow

**ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ ДЕТАЛЕЙ МАГНИТОПРОВОДА,
ВЫПОЛНЕННЫХ ЭЛС**

**DISSIMILAR STEELS MAGNETIC CONDUCTOR
ELECTRON-BEAM WELDED JOINTS RESEARCH**

Приводятся результаты металлографических исследований структуры сварных соединений стали 08X18H10T со сталью 09X17H-Ш толщиной 10 и 22 мм. Показано, что при ЭЛС указанных разнородных сталей существует склонность к образованию трещин в металле шва. Приведены результаты исследования химического состава металла шва и измерения твердости. Показано, что легирование шва позволяет предотвратить образование трещин при ЭЛС, рассчитаны оптимальные значения степени проплавления основного и присадочного металла, экспериментально опробованы режимы наплавки для легирования шва, позволяющие обеспечить требуемую степень проплавления основного и присадочного металлов.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, разнородные стали, микроструктура, степень проплавления, наплавка, легирование.

The paper presents the results of metallographic studies of 15 and 22 mm thick welded joints structure of steel 08X18H10T to steel 09X17H. The existence of tendency to the formation of cracks in the weld metal using electron-beam welding is shown. The results of the chemical composition study and the hardness measurements of the weld metal are presented. The weld alloying preventing the formation of cracks is shown. The optimum value of the melting degree of the primary and filler was calculated; metal cladding modes was experimentally tested for welds alloying.

Keywords: electron beam welding, dissimilar steels, microstructure, melting degree, alloying.

Эксплуатационные характеристики роторов из разнородных сталей, применяемых в различных электромагнитных устройствах, в значительной мере определяются выбором материалов и свойствами соединений элементов конструкции. Конструкция сварных комбинированных магнитопроводов представляет собой восемь колец и два хвостовика из стали 08X18H10T, восемь колец из стали 09X17H-Ш, которые соединяются между собой элек-

тронно-лучевой сваркой (рис. 1). Толщина стенки сварного ротора после механической обработки составляет 17 мм. С учетом припусков на механическую обработку толщина свариваемого стыка составляет 22 мм.

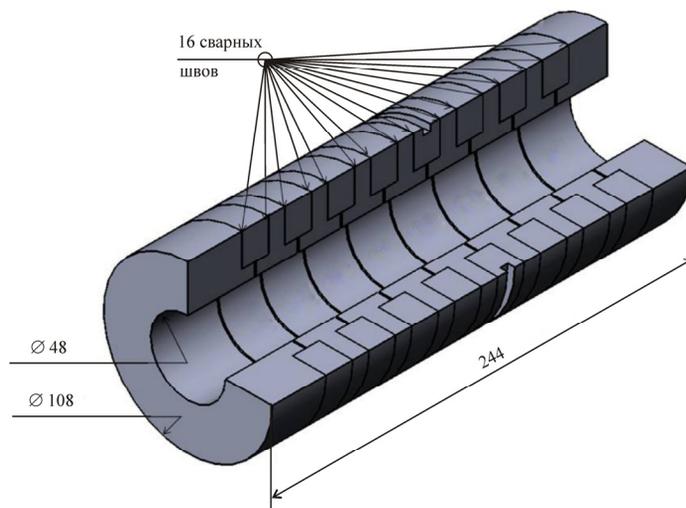


Рис. 1. Конструкция сварного комбинированного магнитопровода электрической машины (разрез 3/4)

Таким образом, ротор состоит из набора колец магнитных и немагнитных элементов. Биметаллический цилиндр из магнитопроводящего материала и парамагнитного сплава выполняет в конструкции двойную роль: он является бандажом, удерживающим магниты, а его магнитопроводящие сектора служат полюсными наконечниками ротора. При вращении ротора со скоростью, достигающей нескольких десятков тысяч оборотов в минуту, магниты под действием центробежных сил вызывают большие напряжения в биметаллическом бандаже. В связи с этим требования к качеству и стабильности соединений элементов ротора весьма высокие. Кроме высокой прочности такие соединения должны иметь четкие границы раздела ферро- и парамагнитных элементов.

Использование электронно-лучевой сварки для изготовления биметаллических деталей роторов обеспечивает при минимальном объеме переплавленного металла незначительные деформации изделий и прочность, близкую к прочности основных материалов. Высокое качество сварных соединений может быть достигнуто только в том случае, если используемая технология сварки обеспечивает заданную степень проплавления кромок, ограниченное развитие химической и структурной неоднородности в металле шва и зоне термического влияния, снижение уровня дополнительных остаточных на-

пряжений, не снимаемых последующей термической обработкой, и исключение образования дефектов (трещины, поры и т.п.). Данные обстоятельства в значительной мере зависят также от конструктивных особенностей свариваемых деталей.

Особенностями сварки данной конструкции является большое количество кольцевых сварных швов, что может приводить к значительным деформациям конструкции и повышенному уровню внутренних напряжений. Причем применение термической обработки сварной конструкции ограничено, так как в разнородных сварных стыках данная операция не приводит к уменьшению остаточных напряжений в связи с разными теплофизическими свойствами материалов. Кроме того, в сварных швах возможно образование закалочных структур, что в совокупности с действием остаточных напряжений может приводить к возникновению дефектов типа трещин в сварных швах и околошовной зоне.

Объектом нашего исследования являются сварные швы колец из разнородных сталей 08X18H10T и 09X17H-Ш ($\varnothing 108/\varnothing 68$ мм). Толщина свариваемого стыка 10 и 22 мм соответственно. При рентгенографическом исследовании сварных швов обнаружены дефекты протяженной формы, расположенные вдоль шва. Длина дефектов составляет от нескольких миллиметров до нескольких десятков миллиметров.

Цель работы заключается в исследовании структуры сварных соединений разнородных сталей 08X18H10T и 09X17H-Ш, определении типа дефектов и разработке рекомендаций по предотвращению их образования.

Методика исследования. Для исследования структуры изготавливали поперечные макро- и микрошлифы сварных соединений (рис. 2). Вырезку образцов проводили в местах расположения дефектов, определенных при

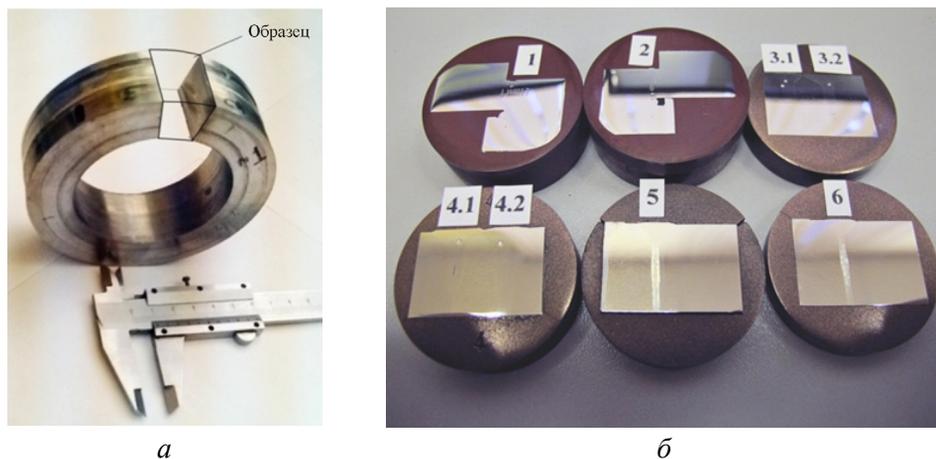


Рис. 2. Вырезка образцов (а) и шлифы для исследований (б)

рентгенографическом просвечивании сваренных деталей. Шлифы изготавливали путем последовательного шлифования на наждачной бумаге различной зернистости с последующим полированием и электролитическим травлением в 10%-ном водном растворе щавелевой кислоты при напряжении 5 В и токе около 0,2 А. Время травления для выявления микроструктуры 20 с, для выявления макроструктуры – 3 мин. Ток и продолжительность травления варьировали в зависимости от площади шлифа.

Было изготовлено 7 поперечных шлифов, на которых было проведено исследование 5 режимов ЭЛС. Приведены значения параметров режима сварки для исследуемых образцов (табл. 1). Исследование макро- и микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Zeiss Axio Observer Z1m.

Таблица 1

Режимы электронно-лучевой сварки

Номер режима	Номер шлифа (см. рис. 2, б)	$U_{\text{уск}}$, кВ	$I_{\text{п}}$, мА	P , кВт	$V_{\text{св}}$, м/ч	Оборудование
1	1, 2	40	107	4,3	40	Languepin
2	3.1, 4.1	60	190	11,4	30	ЭЛА 15И
3	3.2, 4.2	60	190	11,4	30	ЭЛА 40И
4	5, 6	60	200	12	30	ЭЛА 15И
5*	7	30	120	3,6	12	У-250

* Образец для исследований был изготовлен и предоставлен ОАО «Калужский турбинный завод».

Для регулирования химического состава металла шва производили смещение электронного пучка при сварке, как на аустенитную, так и на ферритомертенситную сталь. Для более широкого регулирования химического состава производили предварительную наплавку высоконикелевого материала на аустенитную сталь, после чего проводили механическую обработку и электронно-лучевую сварку. Наплавку осуществляли методом аргонно-дуговой сварки неплавящимся электродом. Для выбора режима наплавки были изготовлены макрошлифы, по которым определялась глубина и степень проплавления подложки.

Одной из важных характеристик сварного шва разнородных материалов является степень проплавления, которая определяется как доля участия одного их свариваемых металлов в общем объеме сварочной ванны. Для швов, сварка которых выполняется без дополнительных присадочных материалов, что характерно для ЭЛС, а также при постоянном смещении оси пучка по длине шва, степень проплавления стали 08X18H10T во всех сечениях шва

будет примерно одинакова и может быть определена через площади проплавления по соотношению

$$\gamma_1 = \frac{F_1}{F_1 + F_2}, \quad (1)$$

где F_1 и F_2 – площади проплавления стали 08X18H10T и стали 09X17H-Ш соответственно.

Степень проплавления может быть также рассчитана исходя из химического состава металла шва по соотношению

$$\gamma_1 = \frac{C_{\text{ш}} - C_2}{C_1 - C_2}, \quad (2)$$

где $C_{\text{ш}}$ – содержание химического элемента в металле шва; C_1 и C_2 – содержание химического элемента в основном металле свариваемых материалов. В качестве элемента, по которому определяли степень проплавления для данных материалов, был выбран никель, так как его содержание значительно отличается для каждого из свариваемых материалов.

Химический состав швов и степень проплавления определяли расчетным путем с использованием выражений (1), (2) и структурной диаграммы Шеффлера [1, 2], а также методом лазерной атомно-эмиссионной спектроскопии на приборе LAES Matrix.

Для оценки механических свойств различных зон сварного соединения проводили измерение твердости по методу Виккерса на твердомере Wolper Wilson Instruments 432 SVD при нагрузке 10 кгс.

Результаты исследования. На рис. 3 показана макроструктура швов, полученных на исследуемых режимах, в табл. 2 приведены их геометрические характеристики и химический состав, типичная ширина швов 1,3–3,5 мм.

Все швы имеют характерную для ЭЛС форму: в верхней части наблюдается уширение, а в средней части шов линии сплавления практически параллельны. Ширина шва в корневой части значительно отличается для различных режимов, что обусловлено различным уровнем фокусировки. При сварке на режимах с острой фокусировкой в нижнем положении формируется очень узкая корневая часть, при этом наблюдается колебание глубины проплавления и весьма вероятно появление дефектов в виде пор и несплавов (рис. 4, а). Данный тип дефектов является типичным для ЭЛС в нижнем положении при глубине проплавления более 10 мм [3], поэтому при сварке по данной схеме осуществляют вывод корня шва в удаляемую подкладку, кроме того, наличие подкладки необходимо для удержания жидкого металла сварочной ванны при сварке в нижнем положении.

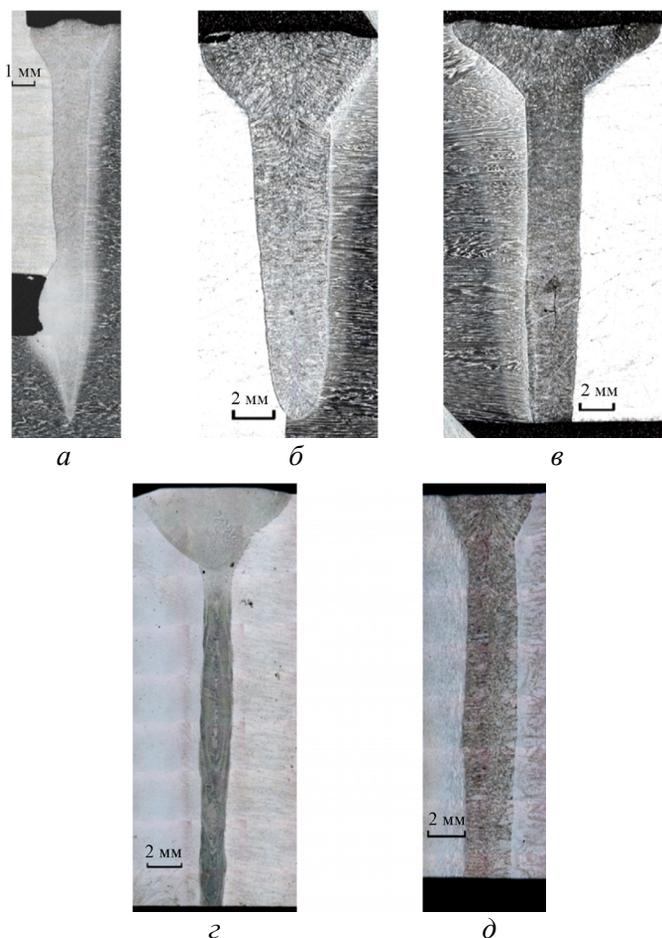


Рис. 3. Макроструктура швов, полученных на исследуемых режимах

Таблица 2

Геометрические характеристики и химический состав швов

Номер режима	Глубина проплавления H , мм	Средняя ширина шва B , мм	F_1 , мм ²	F_2 , мм ²	Содержание Ni в шве, %	γ_1	γ'_1	Наличие трещины
1	13,7	1,3	5,9	12,9	3,9	0,32	0,36	–
2	15,0	3,5	21,8	37,7	4,2	0,37	0,40	+
3	22,0	3,0	37,1	35,2	5,1	0,51	0,51	+
4	22,0	1,5	23,0	19,0	13,0	–*	–*	–
5	20	2,6	9,9	45,1	2,31	0,18	0,16	–

* Для образцов, выполненных на режиме 4, степень проплавления основного металла не определялась.

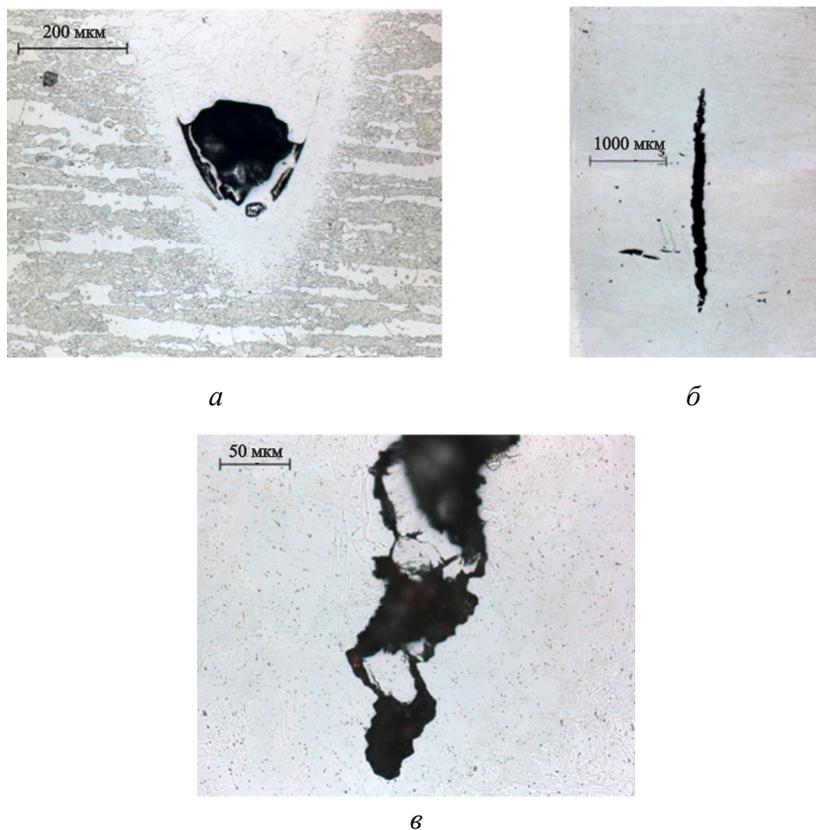


Рис. 4. Дефекты сварных соединений сталей 09Х17Н-Ш и 08Х18Н10Т, выполненных ЭЛС: *а* – корневой дефект в образце 1; *б* – трещина в металле шва по центру в образце 4.1; *в* – вершина трещины (см. рис. 3, б)

Основным дефектом, обнаруженным в швах, оказались трещины, которые были выявлены в зоне повторного переплава при замыкании шва, на образцах, выполненных на режиме 2 и 3 (см. табл. 2).

Протяженность дефектов по данным радиографического контроля составляла от 3 до 35 мм, раскрытие дефекта, определенное при микроисследованиях, составило от 50 до 170 мкм, размер в поперечном сечении шлифа составил 2,9 мм. Трещина располагалась в средней по глубине части шва, точно по центру шва, на линии срастания кристаллитов (рис. 4, б, в).

Данный дефект может быть отнесен к «срединным» трещинам [3], появление которых обусловлено высоким уровнем сварочных напряжений и низкими пластическими свойствами металла шва. Наличие такого рода дефектов недопустимо, поэтому дальнейшие исследования были нацелены на выявление факторов, определяющих появление данного вида дефектов и поиск путей для предотвращения их образования.

Микроструктура свариваемых сталей представлена на рис. 5. Сталь 08X18H10T относится к коррозионно-стойким сталям аустенитного класса, структура которой складывается из аустенитных зерен (балл зерна 7) и остаточного δ -феррита, вытянутого вдоль направления пластической деформации, которая осуществлялась при производстве заготовки. Данная сталь стабилизирована титаном для уменьшения склонности к межкристаллитной коррозии, поэтому в структуре присутствуют включения карбидов и карбонитридов титана, средний размер включений 3–8 мкм.

Сталь 09X17H относится к коррозионно-стойким жаропрочным сталям переходного (феррито-мартенситного) класса. Микроструктура данной стали (рис. 5, б) представлена зернами феррита и зернами феррито-карбидной смеси. Балл зерна феррита 9.

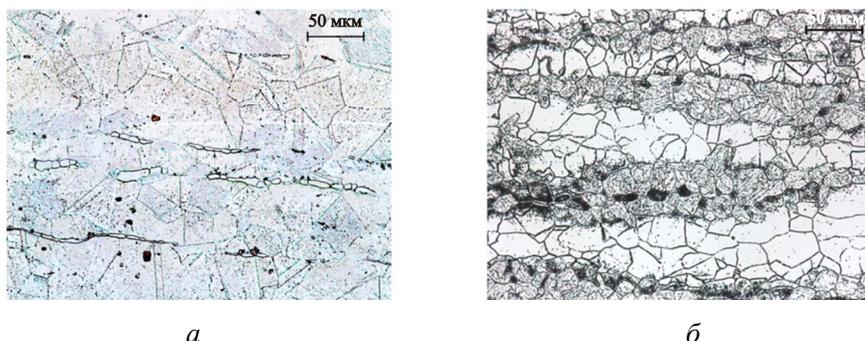


Рис. 5. Микроструктура основного металла свариваемых сталей:
а – сталь 08X18H10T; б – сталь 09X17H-III

Анализ свариваемости, проведенный с применением структурной диаграммы Шеффлера, показывает, что состав металла шва, получаемого при равном расплавлении кромок, т.е. при степени проплавления 0,5, соответствует структуре аустенита, мартенсита и феррита (точка С на диаграмме, рис. 6). Таким образом, в шве неизбежно образование закалочных структур, что подтверждается металлографическими исследованиями (рис. 7). Структура металла шва состоит из мартенсита и феррита (рис. 7, б). При большем содержании никеля в металле шва, как в случае образца 3.2, в структуре шва также присутствует небольшое количество аустенита (рис. 7, в). Во всех случаях в металле шва наблюдаются отдельные, не растворившиеся при плавлении крупные включения карбонитридов титана (см. рис. 7, б), а также дисперсные включения карбидной фазы, образование которой происходило при кристаллизации и охлаждении металла шва. Включения распределены равномерно в объеме металла и их размер не превышает 1 мкм. Наличие включений данного типа обусловливается присутствием титана в основном металле аустенитной стали.

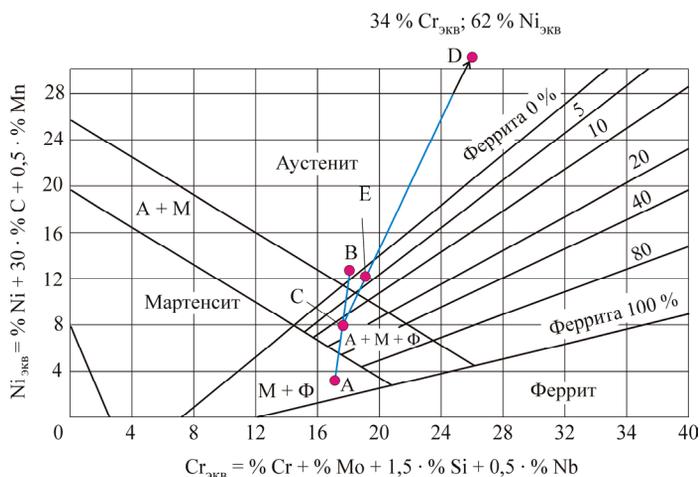
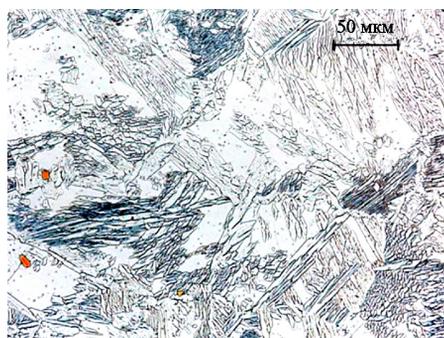


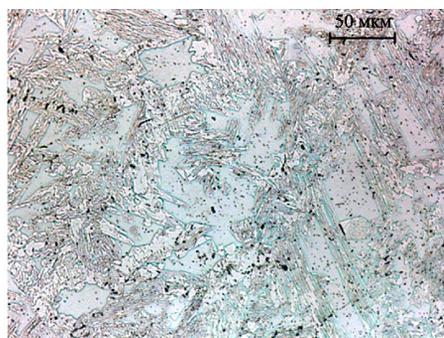
Рис. 6. Определение структуры металла шва при ЭЛС: точка А – основной металл стали 09Х17Н10Т; точка В – основной металл стали 08Х18Н10Т; точка С – металл шва без легирования при степени проплавления 0,5; точка D – металл наплавки 06Х17Н60М17; точка Е – металл шва с дополнительным легированием



a



б



в

Рис. 7. Микроструктура металла шва: *a* – шлиф № 7; *б* – шлиф № 7; *в* – шлиф № 3.2

Избежать образования закалочных структур в шве можно лишь обеспечив степень проплавления аустенитной стали более 0,95, однако получение такой степени проплавления на практике, за счет смещения электронного пучка на аустенитную сталь, затруднительно из-за высокой вероятности непровара в корне шва.

На рис. 8 представлена карта твердости сварного шва после сварки, выполненного на режиме 1. В результате исследований установлено, что средняя твердость металла швов, выполненных без дополнительного легирования (табл. 3), оказалась на 58 % выше, чем у основного металла стали 09X17H, на 85 % выше твердости основного металла стали 08X18H10T и составила 320 HV.

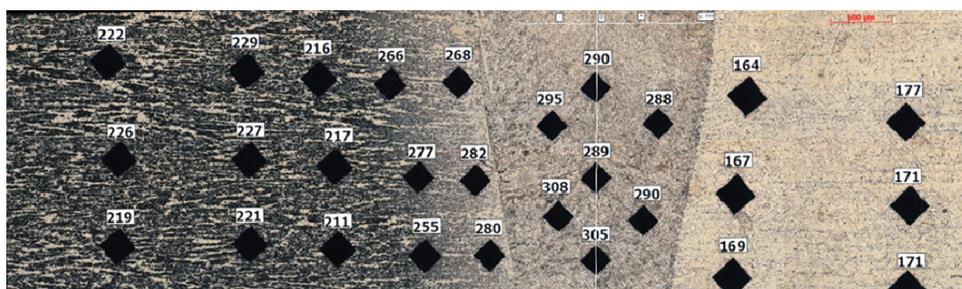


Рис. 8. Микрофотографии отпечатков при измерении твердости по Виккерсу при нагрузке 10 кгс: карта твердости на шлифе 1 (цифра рядом с отпечатком – значение твердости, слева сталь 09X17H-Ш, справа – сталь 08X18H10T)

Таблица 3

Твердость по Виккерсу HV₁₀ в различных зонах сварных соединений

Номер шлифа	ОМ 09X17H-Ш	ЗТВ 09X17H-Ш	Металл шва	ЗТВ 08X18H10T	ОМ 08X18H10T	Наличие трещины
1	222	277	295	167	173	–
3.1	209	293	314	167	172	+
3.2	209	280	344	161	172	+
6	192	230	168	173	179	–
7	178	196	330	175	169	–

Высокая твердость металла шва и околошовной зоны указывает на низкую пластичность швов, выполненных без дополнительного легирования. Вместе с тем следует отметить, что твердость металла шва отличалась в зависимости от содержания никеля (см. табл. 2), а следовательно, от содержания аустенита в шве. Кроме того, трещины были обнаружены лишь на тех образцах, в которых твердость металла шва превышала 300 HV, а ширина

шва превышала 3,0 мм. В образце № 7 трещин после сварки обнаружено не было, несмотря на высокую твердость (330 HV) и значительную ширину шва (2,6 мм). Особенность данного режима состояла в низкой скорости сварки, при которой обеспечивались меньшие скорости охлаждения, а следовательно, более низкие сварочные напряжения.

Известно [1], что при сварке коррозионно-стойких сталей аустенитного класса благоприятной структурой металла шва является структура аустенита с небольшим содержанием δ -феррита. Оптимальное содержание δ -феррита в шве составляет 2–5 %, при этом обеспечивается достаточная сопротивляемость образованию горячих трещин. Для обеспечения в металле шва требуемой структуры металл шва должен соответствовать точке E (см. рис. 6). Для обеспечения такого состава металла шва в качестве материала наплавки был выбран высоконикелевый сплав 06X17H60M17. Молибден, содержащийся в металле наплавки, повышает сопротивляемость металла шва образованию горячих трещин. Степень проплавления материала наплавки относительно металла шва без наплавки определяется как отношение длины отрезка SE к длине отрезка DE, $\gamma_n = 0,092$. Таким образом, необходимая площадь наплавки для обеспечения состава, соответствующего точке E, может быть определена как

$$F_n = \frac{F_1 + F_2}{\gamma_n},$$

где F_1 и F_2 – площадь расплавления основных металлов соответственно. Для глубины проплавления 22 мм ширина наплавляемой прослойки из сплава 06X17H60M17 должна составить 0,18 мм.

Основным требованием при выборе марки присадочного металла было то обстоятельство, что необходимая толщина наплавляемой прослойки должна быть меньше половины ширины шва, получаемого ЭЛС, с тем чтобы при ЭЛС происходило полное переплавление прослойки.

Исследование микроструктуры сварных швов, выполненных ЭЛС с наплавляемой прослойкой, показало, что шов имеет аустенито-ферритную структуру (рис. 9). Количество феррита не превышает 5 %, что должно препятствовать образованию как холодных, так и горячих трещин при сварке. При рентгенографическом исследовании сварных швов, выполненных по технологии с предварительной наплавкой прослойки, трещин и других дефектов обнаружено не было.

Исследование химического состава швов показало, что содержание никеля в металле шва составляет 13 % (см. табл. 2). Кроме того, происходит значительное снижение твердости металла шва до 170 HV, при этом твердость шва становится близка к твердости основного металла аустенитной стали (см. табл. 3).

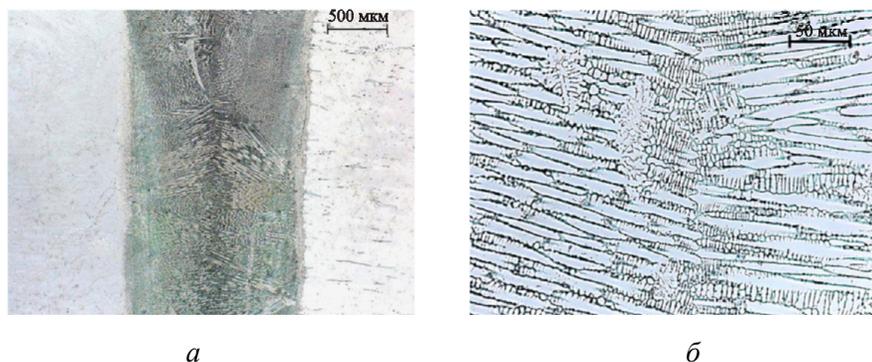


Рис. 9. Микроструктура металла шва, выполненного с предварительной наплавкой сплава 06X17H60M17 толщиной 0,2 мм на сталь 08X18H10T: а – $\times 50$; б – $\times 500$

Таким образом, предлагаемая технология сварки сталей аустенитного и феррито-мартенситного классов, предполагающая нанесение на аустенитную сталь прослойки из высоконикелевого сплава, позволяет обеспечить отсутствие дефектов типа трещин в металле шва и околошовной зоне, а также способствует формированию в металле шва аустенитной структуры. Получение аустенитной структуры в металле шва позволяет гарантировать определенный уровень механических, а также магнитных свойств металла шва.

Сделаем следующие выводы:

1. При ЭЛС деталей толщиной до 20 мм из сталей 09X17H-Ш и 08X18H10T в металле шва происходит образование малопластичных закалочных структур, что обуславливает высокую вероятность образования трещин в металле шва. Наиболее вероятно появление трещин на участке замыкания шва, в зоне повторного переплава металла.

2. Для получения аустенитной структуры металла шва необходимо увеличить содержание никеля в металле шва до 9 % и более. Получение швов с аустенитной структурой за счет смещения электронного пучка на аустенитную сталь затруднительно, так как при этом существенно возрастает вероятность образования непровара стыка по глубине. Содержание никеля в металле шва при сварке с равным проплавлением кромок – от 2,5 до 4 %, при этом твердость швов составляет от 295 до 344 НV.

3. Аустенитная структура металла шва может быть получена при предварительном нанесении наплавкой слоя из высоконикелевого сплава 06X17H60M17 на сталь 08X18H10T. Толщина наплавляемого слоя составляет 0,18 мм.

Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, контракт 14.В37.21.0438.

Список литературы

1. Земзин В.Н. Сварные соединения разнородных сталей. – М.: Машиностроение, 1966. – 232 с.
2. Закс И.А. Сварка разнородных сталей. – М.: Машиностроение, 1973. – 208 с.
3. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко [и др.] / под. ред. Б.Е. Патона. – Киев: Наукова думка, 1987. – 256 с.

Получено 1.11.2013

Гончаров Алексей Леонидович – кандидат технических наук, доцент, Национальный исследовательский университет «МЭИ» (111250, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, e-mail: goncharoval@mpei.ru).

Слива Андрей Петрович – кандидат технических наук, ассистент, Национальный исследовательский университет «МЭИ» (111250, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, e-mail: slivaap@mpei.ru).

Портнов Максим Александрович – аспирант, ассистент, Национальный исследовательский университет «МЭИ» (111250, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, e-mail: portnovma@mpei.ru).

Терентьев Егор Валериевич – аспирант, ассистент, Национальный исследовательский университет «МЭИ» (111250, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, e-mail: terentyevyv@mpei.ru).

Грибков Максим Сергеевич – аспирант, Национальный исследовательский университет «МЭИ» (111250, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, e-mail: gribkovms@mpei.ru).

Goncharov Aleksey Leonidovich – Candidate of Technical Sciences, Assistant Professor, National Research University “MPEI” (111250, Moscow, Krasnokazarmennaya st., 14, e-mail: goncharoval@mpei.ru).

Sliva Andrey Petrovich – Candidate of Technical Sciences, Assistant, National Research University “MPEI” (111250, Moscow, Krasnokazarmennaya st., 14, e-mail: slivaap@mpei.ru).

Portnov Maksim Aleksandrovich – Graduate Student, Assistant, National Research University “MPEI” (111250, Moscow, Krasnokazarmennaya st., 14, e-mail: portnovma@mpei.ru).

Terentyev Egor Valerievich – Graduate Student, Assistant, National Research University “MPEI” (111250, Moscow, Krasnokazarmennaya st., 14, e-mail: Terentyevyv@mpei.ru).

Gribkov Maksim Sergeevich – Graduate Student, National Research University “MPEI” (111250, Moscow, Krasnokazarmennaya st., 14, e-mail: gribkovms@mpei.ru).