

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА АНТИКОРРОЗИОННОГО ПОКРЫТИЯ ГЛАВНОГО РАЗЪЕМА КОРПУСА РЕАКТОРА ВВЭР-440

*С.И. Моравецкий¹, О.Г. Касаткин¹, А.К. Царюк¹,
В.П. Кравец², И.В. Гончаров², А.В. Иванько²*

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона, Киев, Украина;

²ОП «Ровенская АЭС» НАЭК «Энергоатом», Вараш, Украина

E-mail: tsaryuk@paton.kiev.ua

Исследовалось влияние способа сварки на структуру металла зоны термического влияния (ЗТВ) в разнородном сварном соединении корпусная реакторная сталь + наплавленный аустенитный слой. Результаты металлографических исследований и испытаний на изгиб металла сварных соединений показали, что разработка технологии ремонтной наплавки антикоррозионного покрытия с выходом в основной металл корпуса реактора без последующего его высокого отпуска целесообразна на основе техники промежуточного слоя при сварке покрытыми электродами с послойным контролируемым изменением погонной энергии. Этот подход обеспечивает на участке перегрева однородную мелкозернистую структуру. Ручная аргонодуговая сварка с подачей присадки и послойно неизменной погонной энергией также позволяет измельчить зерно на участке перегрева. Однако при этом для него характерны два вида структурной неоднородности, связанные с интенсивным перегревом основного металла и диффузией легирующих элементов и углерода.

ВВЕДЕНИЕ

Главный разъем реактора (ГРР) является ответственным узлом, обеспечивающим герметичное соединение крышки с корпусом реактора. Герметичность разъема обеспечивается в результате уплотнительных колец, которые помещаются в специальных канавках в крышке и фланце корпуса реактора. Уплотнительные канавки создаются в аустенитном металле толщиной до 9 мм, наплавленном на торцы крышки и корпуса реактора. Эти канавки повреждаются в процессе эксплуатации реактора (при каждом съеме крышки кольца заменяются на новые). Кроме того, сложные условия работы антикоррозионного покрытия в окрестности контакта (действия температуры, напряжения, радиации и коррозионно-активной среды) наряду с присутствием дефектов сварного соединения как невыявленных при изготовлении, так и считающихся по принятым нормам допустимыми, приводят к развитию локальных повреждений уплотнительной поверхности.

Следовательно, существует потребность в периодическом ремонте антикоррозионного покрытия на локальных участках, содержащих повреждения или недопустимые изменения геометрии уплотнительных канавок [1]. Ремонт осуществляется путем вырезки поврежденных участков уплотнительной поверхности (УП), последующей заварки образованных выборок и механической обработки до проектных размеров.

При восстановлении антикоррозионного покрытия дуговой сваркой не допускается подплавление основного металла, из которого изготовлен корпус реактора (для ВВЭР-440 – сталь 15Х2МФА), а также его нагрев до температур A_{c1} и выше [2]. Это условие соблюдается при ремонте незначительных повреждений, требующих выборок глубиной не более 60% толщины антикоррозионного покрытия. При этом используются сварочные материалы того же легирования, что и наплавленный металл покрытия. Ремонт более глубоких повреждений УП ГРР

сопряжен с нагревом основного металла корпуса до температуры начала его перекристаллизации A_{c1} и выше, а также с высокой вероятностью выхода дуги на основной металл и его расплавления. В этом случае требуется [2] подогрев перед и во время сварки, а также проведение послесварочной термообработки – отпуска при температуре 650...670 °С. Однако послесварочный высокий отпуск для корпуса реактора, установленного в бетонной шахте, практически не представляется возможным.

Известно, что в комбинированном сварном соединении высокий отпуск приводит к снятию остаточных сварочных напряжений лишь в течение выдержки при температуре отпуска. При охлаждении же формируется новое поле напряжений, вызванных уже не неравномерностью нагрева и усадки при сварке, а различием коэффициентов термического линейного расширения сплавленных разнородных сталей [3–5]. Поэтому целесообразность проведения высокого отпуска комбинированных сварных соединений низколегированная сталь + аустенитная сталь представляется в общем сомнительной. Тем не менее, для комбинированных соединений аустенитных и закаляющихся низколегированных сталей в особо ответственных изделиях, каковым является корпус реактора АЭС, вызывает опасение недостаточный уровень пластических свойств металла ЗТВ на перлитной стали, вызванный, как известно [6–8], ростом зерен, оплавлением границ, сегрегацией на них вредных примесей и другими процессами, происходящими при выдержке металла в интервале от ~ 1200 °С до температуры плавления во время термического цикла дуговой сварки.

Для исключения необходимости послесварочного высокого отпуска следует разработать ряд технологических мероприятий,

обеспечивающих мелкозернистую структуру и достаточный уровень пластических свойств металла ЗТВ на стали 15Х2МФА в состоянии после ремонтной наплавки.

МЕТОДОЛОГИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

В качестве одного из эффективных методологических подходов может быть рассмотрена предложенная авторами [9–12] специальная техника «buttered layer» (промежуточного слоя) для ремонтной и монтажной сварки изделий энергомашиностроения из сталей типа Cr-Mo-V. Применение такой техники сварки устраняет необходимость высокого отпуска сварного соединения. Вполне достаточное измельчение структуры и получение требуемых свойств металла ЗТВ на участке перегрева обеспечивается путем повторной полной перекристаллизации при температуре от A_{c3} до ~ 1150 °С вследствие контролируемого послыйного изменения погонной энергии сварки [13–17]. Повторный нагрев металла на участке перегрева до температур, при которых зерно аустенита не склонно к росту, приводит к получению структуры, соответствующей участку нормализации ЗТВ и состоящей из смеси мелкозернистых продуктов промежуточного превращения и мартенсита.

Этот подход реализуется на основе особой техники сварки «ниточными» валиками с рациональным использованием тепла для повторного нагрева до температур нормализации. Нижний слой выполняется валиками с небольшим тепловложением, чтобы получить минимальные размеры как сечения самих валиков, так и связанных с ними ЗТВ. Некоторый объем металла ранее наплавленного валика и связанной с ним ЗТВ переплавляется теплом от следующего валика. Более отдаленный объем металла предыдущего валика и связанной с ним ЗТВ претерпевают $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Чем больше по ширине второй валик перекрывает первый, тем большая часть объема первого валика и его ЗТВ претерпевает превращение. Если величина перекрытия валиков составляет 30...70%, оптимально – 50%, то термообработка теплом повторного нагрева вызывает перекристаллизацию и кратковременный отпуск в подавляющем объеме наплавленного металла и ЗТВ предыдущего валика. Это может быть обеспечено, если сварщик выполняет следующий валик электродом, наклоненным в сторону, противоположную от предыдущего и ведомым по линии сопряжения предыдущего валика и основного металла.

При выполнении нижнего слоя важно обеспечить однотипность наложения валиков: одинаковую ширину, высоту валиков и погонную энергию (скорость сварки). Это способствует высокой степени однородности структуры металла наплавленных валиков и связанных с ними ЗТВ. Вместе с тем это предъявляет и повышенные требования к квалификации и опыту сварщика.

После наплавки первого (нижнего) слоя поверх него с аналогичной техникой наплавляется второй слой. Тепло, вводимое при наплавке каждого валика второго слоя, обеспечивает термообработку уже не только каждого соседнего валика (как в первом слое), но и часть его тратится на нагрев нижележащего

металла, что обеспечивает еще одну термообработку нижнего слоя и связанной с ним ЗТВ. Повторная полная перекристаллизация участка перегрева нижнего слоя достигается наложением валиков второго слоя с погонной энергией, увеличенной на 30...70%, с одновременным увеличением диаметра электрода. Для наплавки второго слоя обычно берется электрод той же марки, но диаметром на 1 мм большим, чем для первого слоя. Для каждого электрода назначается ток сварки в пределах рекомендуемых значений. Если для электрода меньшего диаметра назначить ток от минимально допустимого до среднего, а для большего диаметра – от среднего до максимально допустимого и при этом не менять скорость сварки, то соотношение погонных энергий наплавки второго и первого слоев соответствует указанному выше.

При выполнении второго и последующих слоев наплавки не менее важно обеспечить однотипность наложения валиков. Выполнение этого требования приводит к тому, что наплавленный металл практически не содержит литой структуры, не претерпевшей хотя бы какой-нибудь термообработки. Также и ЗТВ на основном металле практически не содержит участков первоначально крупнозернистой структуры, полученной после выполнения валиков первого слоя на участке перегрева их ЗТВ. Наоборот, возрастает объемная доля металла, подвергнутого кратковременному отпускному воздействию, который имеет повышенные пластические свойства в сравнении с повторно перекристаллизованным металлом.

Состояние разработки и результаты исследований структуры и свойств металла ремонтных сварных соединений легированных сталей, выполненных сваркой покрытыми электродами с техникой промежуточного слоя, позволяют, по нашему мнению, рекомендовать изложенный выше подход для разработки технологии ремонтной наплавки УП ГРР без последующей высокотемпературной термообработки. Судя по степени различия теплофизических свойств низколегированной и высоколегированной аустенитных сталей, адаптация техники сварки по указанной технологии не требует существенных изменений вышеизложенных соотношений, каких-то дополнительных исследований или технических мероприятий. Следовательно, для ремонтной наплавки должны выбираться аустенитные сварочные материалы в соответствии со своим назначением (таблица). При этом диаметр электродов для наплавки второго слоя должен быть принят на 1 мм большим, чем для первого.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Ремонтная сварка антикоррозионного покрытия с выходом дуги в основной металл имитировалась на специальной пробе (рис. 1) из стали 15Х2МФА посредством заварки, выполненной механическим способом выборки (участок предполагаемого повреждения) с техникой «buttered layer». Для

оценки влияния погонной энергии на характер структуры металла ЗТВ стали 15Х2МФА наплавки выполнялись на отдельных пластинах из той же стали.

При планировании экспериментальных исследований был учтен опыт ЦНИИТМаш и ОКБ

«Гидропресс» по эксплуатации и ремонту разнородных сварных соединений оборудования и трубопроводов из аустенитных и перлитных сталей [18].

Сварочные материалы для выполнения наплавки аустенитного класса на сталях высокохромистых и перлитных, допускаемые в атомном энергомашиностроении [2]

Сварочный материал	Вид и назначение наплавки			
	Предварительная наплавка кромок в сварных соединениях		Антикоррозионное покрытие	
	первый (нижний) слой	последующие слои	первый (нижний) слой	последующие слои
Электроды	ЭА-395/9 ЦТ-10	ЭА-400/10У ЭА-400/10Т ЦТ-26 ЦТ-26М	ЦЛ-25/1 ЗИО-8	ЦЛ-25/2 ЭА-898/21Б ЦТ-15К
Проволока или лента	Св-10Х16Н25АМ6	Св-04Х19Н11М3	Св-07Х25Н13	Св-07Х25Н13 Св-04Х20Н10Г2Б Св-08Х19Н10Г2Б

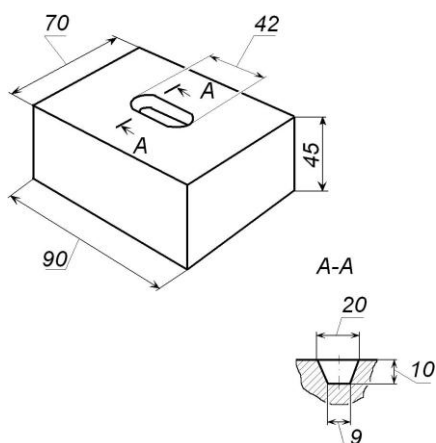


Рис. 1. Образец для имитации ремонтной сварки с выходом дуги в основной металл корпуса реактора

В период ППР 2005–2008 гг. в разнородных сварных соединениях оборудования и трубопроводов энергоблоков ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 были выявлены трещины и надрывы, расположенные в зоне первого слоя предварительной наплавки кромок, выполненной электродами ЭА-395/9 (Св-10Х16Н25АМ6). Такие дефекты наблюдались после длительной эксплуатации на блоках НВАЭС и КоАЭС. Авторы рекомендовали при необходимости выполнения сварных соединений разнородных сталей в узлах сопряжения оборудования и трубопроводов использовать электроды ЗИО-8 для ручной дуговой сварки и присадочную проволоку Св-07Х25Н13 для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом АрДС.

В связи с отмеченным в экспериментальных наплавках использовались электроды ЗИО-8, а для АрДС – проволока Св-07Х25Н13 диаметром 2 мм.

Проходы 1–6 (рис. 2) выполнялись электродами диаметром 3 мм с перекрытием валиков по ширине ~ 50%. Сварочный ток $I_{св}$ составлял 90...100 А. Оставшийся объем выборки (проходы 7–10, условно не пронумерованы) заполнялся электродами диаметром 4 мм при $I_{св} = 130...140$ А.

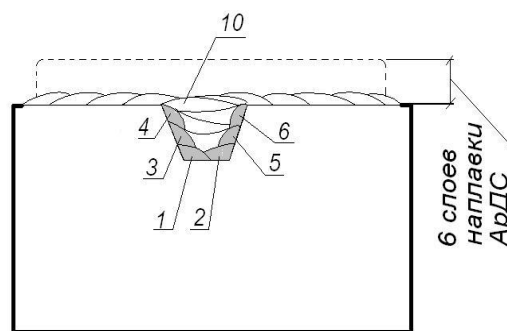


Рис. 2. Схема выполнения наплавки

После заполнения выборки заподлицо с поверхностью образца на этой поверхности была получена шестислойная наплавка способом АрДС. Все проходы выполнялись в одинаковом режиме: $I_{св} = 120$ А, напряжение дуги $U_d = 10$ В. Общая толщина готовой наплавки составила 5...6 мм.

Следствием небольших линейных размеров выборки, ограничений в удобстве маневрирования и обзора места наплавки ручным способом неизбежно является неравномерность перемещения дуги (скорости сварки), задержка на месте дуги в начале наплавки, ее остановка в крайних положениях по длине выборки. Поэтому, моделируя критический случай (наиболее неблагоприятные условия перегрева металла ЗТВ, наихудший тип структуры металла, получаемый без использования техники «battered layer»), выполняли наплавку АрДС неподвижной дугой на пластине из стали 15Х2МФА (без выборки). Руководствуясь теми же соображениями, выполняли многопроходную наплавку АрДС нижнего слоя на повышенной погонной энергии ($I_{св} = 220$ А; $U = 12$ В). Скорость перемещения дуги $V_{св}$ по результатам нескольких измерений составила в среднем 14 м/ч. Также для оценки характера структуры участка перегрева ЗТВ при сварке покрытыми электродами выполнялась и «точечная» наплавка ($V_{св} = 0$) электродом ЗИО-8. Использовался электрод диаметром 3 мм при $I_{св} = 130...135$ А. Длительность горения дуги была

ограничена значительной степенью перегрева электродного стержня (до свечения) и составила в данном случае примерно 10 с.

Во всех случаях экспериментальные наплавки выполнялись при подогреве основного металла до температуры 160...250 °С.

Металлографическое изучение вырезанных из точечных наплавов шлифов позволило установить следующее. Наплавка АрДС неподвижной дугой привела к образованию наиболее неблагоприятной структуры участка перегрева ЗТВ (рис. 3).

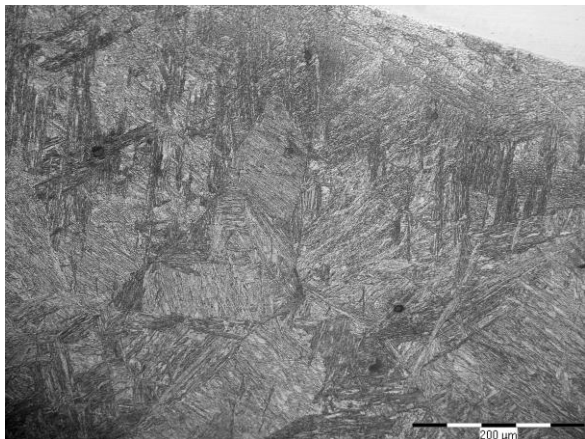


Рис. 3. Структура участка перегрева ($\times 200$) при наплавке неподвижной дугой способом АрДС

Длительная выдержка γ -фазы выше температуры начала интенсивного роста зерна (1200 °С) вызвала заметное укрупнение зерен (диаметр 100...150 мкм, 3 балл по ГОСТ 5639-82), повышение гомогенности аустенита по углероду и легирующим элементам и соответственно его устойчивость при переохлаждении. Структура участка крупного зерна содержит верхний бейнит (более темные области), мартенсит и некоторое количество остаточного аустенита в теле зерна. В узкой области ЗТВ, прилегающей к зоне сплавления, протекала интенсивная диффузия углерода в смежный металл аустенитного состава. Минимальные скорости охлаждения и достигнутая степень обезуглероживания способствовали появлению в этой области продуктов перлитного превращения и зернистого бейнита (рис. 4).



Рис. 4. Структура ЗТВ ($\times 400$) в окрестности зоны сплавления при наплавке неподвижной дугой способом АрДС

Структура участка перегрева при сварке покрытыми электродами несколько более однородна, чем при АрДС (рис. 5) и не содержит частично обезуглероживанных прослоек. Область крупного зерна начинается сразу от границы сплавления (диаметр зерен 80...100 мкм, 4 балл). Как и в случае АрДС, их структура содержит верхний бейнит, мартенсит и небольшое количество остаточного аустенита в теле зерна. Мартенситно-аустенитная структура имеет крупноблочное, но менее грубое строение, а доля верхнего бейнита ниже, чем при АрДС. Характер структуры других участков ЗТВ точечной наплавки покрытым электродом не имеет существенных отличий по сравнению со случаем точечной наплавки способом АрДС.

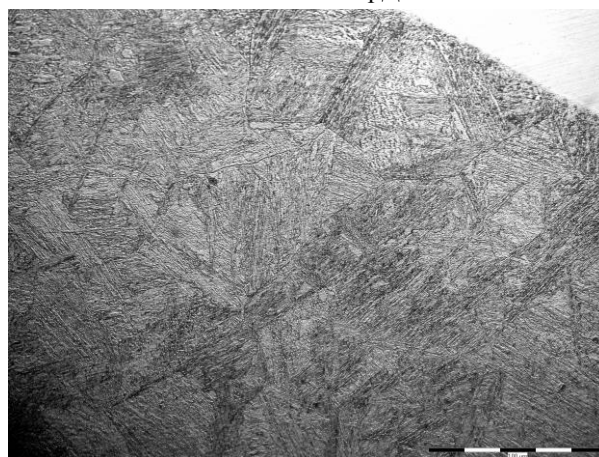


Рис. 5. Структура участка перегрева ($\times 400$) при наплавке неподвижной дугой покрытым электродом

При наплавке АрДС слоя на поверхности пластины в его ЗТВ имеется многообразие типов структур (рис. 6), характерное для неоднократного термического воздействия при многопроходной сварке. Кратковременный высокий отпуск металла на участке перегрева ЗТВ предыдущего валика вследствие тепла от наложения последующего валика способствует четкому декорированию границ зерен выделяющимися на них частицами карбидов. Можно убедиться, что размер зерен на участке перегрева соответствует 3–4 баллу.

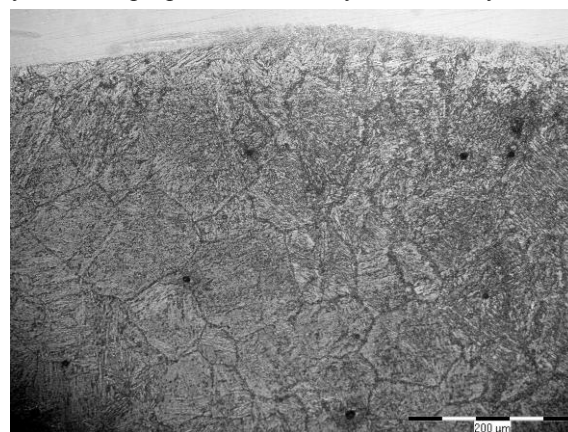


Рис. 6. Структура участка перегрева ($\times 200$) при многопроходной наплавке АрДС

В отличие от неподвижной дуги наплавка валиков АрДС дугой той же мощности обеспечивает меньшее время выдержки металла при температурах, выше A_{c3} , и повышенные скорости охлаждения. Поэтому структура металла на участке перегрева в области однократной полной перекристаллизации содержит больше нижнего бейнита, мартенсита и меньше верхнего бейнита. Имеется также некоторое количество остаточного аустенита. Блоки внутри зерен мельче, а характер структуры более однородный, чем при точечной наплавке.

В своей совокупности отличия, выявленные в характере структуры металла ЗТВ при точечной наплавке различными способами, соответствуют различной степени перегрева основного металла, которая несколько выше в случае АрДС. Это может объясняться не только и не столько количеством затраченной теплоты, рассчитываемой по электрическим параметрам режима сварки, но главным образом различиями в специфических особенностях двух рассматриваемых способов сварки (температура, концентрированность и подвижность дуги, толщина жидкой прослойки под горячей дугой, распределение теплоты между различными элементами зоны плавления в процессе сварки и др.).

В случае шестислойной наплавки АрДС в оптимальном режиме характер структуры участка перегрева (рис. 7) резко отличается от всех вышеописанных особенностями, присущими многократно перекристаллизованному и хорошо отпущенному металлу.

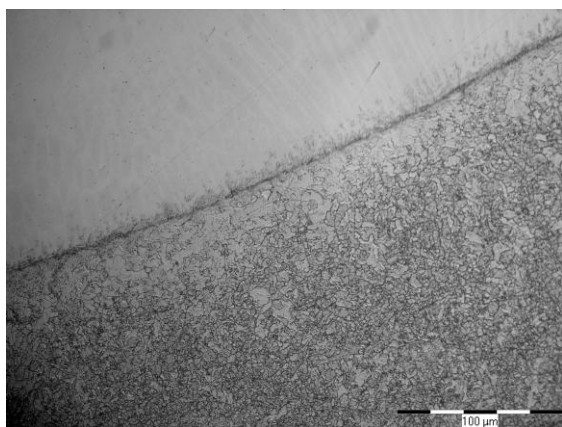


Рис. 7. Структура участка перегрева ($\times 400$) при шестислойной наплавке АрДС в оптимальном режиме

При этом достигается очень высокая степень измельчения зерна (средний диаметр зерна не более 20 мкм, 9 балл). Наблюдается легкое вытравливание границ зерен в виде четких тонких линий. Структура зерен варьируется от чистого феррита (прослойка, прилегающая к зоне сплавления, шириной $\sim 0,02$ мм) до мелкозернистой ферритно-карбидной смеси (рис. 8).

Эта неоднородность вызвана обезуглероживанием металла этой области вследствие длительной суммарной выдержки его при высоких температурах, когда скорость диффузного перемещения углерода в аустенитный наплавленный металл высока.

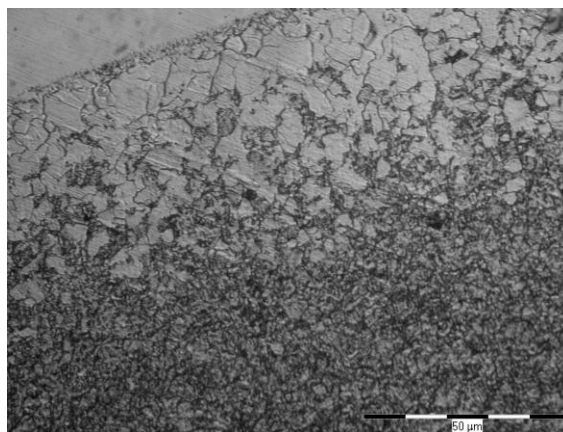


Рис. 8. Структура ЗТВ ($\times 1000$) в окрестности зоны сплавления при шестислойной наплавке АрДС

Такая неоднородность может отрицательно сказываться на несущей способности сварного соединения в условиях переменного нагружения вследствие пониженных прочностных свойств обезуглероженной «мягкой» прослойки.

Другим видом структурной неоднородности, выявленным в случае шестислойной наплавки АрДС, являются слаботравящиеся прерывистые прослойки толщиной 40...60 мкм, разделяющие аустенитный слой и металл ЗТВ с типичной ферритно-перлитной структурой (рис. 9). Местами прослойка указанной структуры отделена от наплавленного аустенитного металла специфическими «островками» основного металла, упоминаемыми многими исследователями [3, 5–7].



Рис. 9. Структурная неоднородность ($\times 400$) в зоне сплавления при шестислойной наплавке АрДС

Можно предположить, что указанная прослойка образуется путем плавления приграничных объемов основного металла, иногда со смещением нерасплавленных фрагментов в глубь расплава без перемешивания с ним, например в результате отвода теплоты, выделяющейся при кристаллизации металла шва или неравномерности скорости движения дуги при сварке. За короткое время, когда металл между отколовшимся «островком» и основным металлом пребывал в расплавленном или твердожидком состоянии, диффузионным путем могло происходить обогащение его углеродом со стороны основного

металла и легирующими элементами со стороны расплава аустенитного состава, что, по-видимому, определило его конечную структуру как мартенситную.

В случае наплавки при заполнении выборки покрытыми электродами с использованием техники «buttered layer» участок перегрева ЗТВ (рис. 10, 11) по внешним морфологическим признакам соответствует достаточно однородной, частично отпущенной структуре, подобной основному металлу в исходном состоянии (рис. 12), и состоит из бейнита и мартенсита отпуска. Средний диаметр зерна составляет 45...50 мкм (6 балл по ГОСТ 5639-82) и свидетельствует о заметной степени измельчения зерна по сравнению с критическим случаем (см. рис. 5). Металлографическое изучение участка перегрева и зоны сплавления по всей ее длине не выявило никаких дефектов.

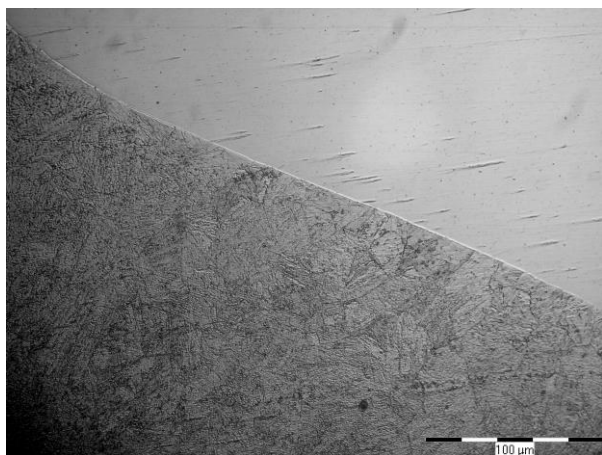


Рис. 10. Структура участка перегрева ($\times 400$) при наплавке покрытыми электродами с помощью техники «buttered layer»

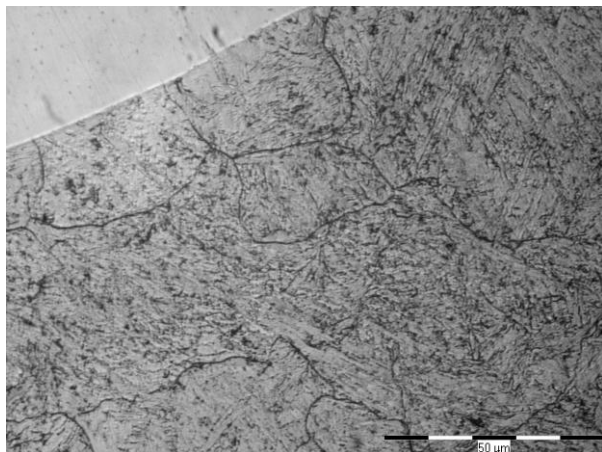


Рис. 11. Структура ЗТВ ($\times 1000$) в окрестности зоны сплавления при наплавке покрытыми электродами с помощью техники «buttered layer»

На основании результатов металлографических исследований установлено, что, с точки зрения степени перегрева околосшовной зоны, ручная дуговая сварка покрытыми электродами является более целесообразным вариантом, чем АрДС неплавящимся электродом с присадкой. Способ сварки покрытыми электродами с контролируемым изменением погонной энергии при выполнении отдельных слоев

обеспечивает наиболее однородную и достаточно мелкозернистую структуру участка перегрева ЗТВ ремонтной наплавки антикоррозионного покрытия на корпусной стали 15X2МФА.

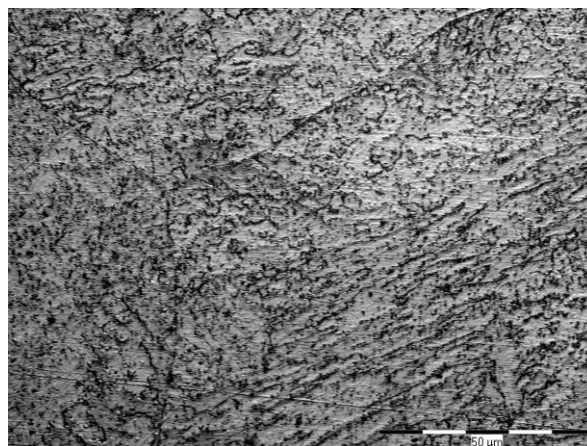


Рис. 12. Структура основного металла стали 15X2МФА в исходном состоянии ($\times 1000$)

На основе результатов этих исследований было выполнено ремонтное контрольное сварное соединение (КСС) из стали 15X2МФА (рис. 13). Форма выборки КСС была подобна выборке на рис. 1, но размеры пластины в данном случае позволяли вырезку поперечных темплетов и изготовление из них образцов для испытания на статический изгиб по требованиям п. 11.5 ПНАЭ Г-7-002-86.



Рис. 13. Образец контрольного ремонтного сварного соединения стали 15X2МФА

Выборка заваривалась ручной дуговой сваркой покрытыми электродами ЗИО-8 в соответствии с техникой «buttered layer». Неразрушающим контролем качества методом УЗК установлено отсутствие дефектов в наплавленном металле и ЗТВ.

Испытание на статический изгиб (размеры образцов: длина 305 мм; ширина 45 мм; высота 30 мм) проводилось при нагружении образца до появления недопустимых повреждений. Оно показало, что наименьший угол загиба по двум испытанным образцам составляет 53° (рис. 14), это соответствует требованиям п. 11.10.5 ПНАЭ Г-7-010-89.



Рис. 14. Вид поперечных образцов после испытания на статический изгиб

Загиб обоих образцов приводил к развитию трещин в наплавленном аустенитном металле, вызванных исчерпанием его пластических свойств вследствие локализации пластического течения в пределах ширины аустенитной наплавки. Развития повреждений в зоне сплавления наплавки с основным металлом или по ЗТВ обнаружено не было.

Также было проведено металлографическое изучение на двух поперечных шлифах, вырезанных из металла КСС в средней части по длине выборки. Никаких трещинообразных дефектов в металле ЗТВ и наплавленном металле выявлено не было.

ВЫВОДЫ

1. Традиционная техника восстановительной наплавки покрытыми электродами и АрДС неплавящимся электродом с присадкой вызывает неблагоприятные структурные изменения металла в зоне сплавления и на участке перегрева ЗТВ теплоустойчивых корпусных сталей типа 15Х2МФА (рост зерен, химическую и структурную неоднородности), обуславливающие снижение пластических свойств металла ремонтного сварного соединения.

2. С целью разработки технологии ремонта аустенитными сварочными материалами повреждений антикоррозионного покрытия корпуса реактора, уходящих в основной металл, без последующей высокотемпературной термообработки применена известная техника ремонтной сварки покрытыми электродами с послойным контролируемым изменением погонной энергии и проведен комплекс предварительных исследований.

3. Результаты металлографических исследований в рамках разработки технологии восстановительной наплавки на стали 15Х2МФА с учетом выхода в основной металл, а также результаты испытания на изгиб поперечных образцов свидетельствуют о реальной возможности обеспечения надлежащего качества металла ремонтного сварного соединения без проведения высокотемпературной термообработки.

4. Для первого слоя наплавки при ремонте повреждений антикоррозионного покрытия, углубляющихся в основной металл, целесообразно выбирать покрытые электроды марки ЗИО-8, наплавленный металл которых не склонен к зарождению горячих трещин.

5. Для разработки и реализации технологии восстановительной наплавки без последующей

термообработки применительно к корпусу реактора ВВЭР-440 следует согласовать полученные результаты в установленном порядке, разработать программу производственной аттестации, провести комплекс аттестационных испытаний и при положительных результатах подготовить техническое решение.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ю.Л. Коврижкин, В.И. Скалозубов, В.Ю. Кочнева. *Научно-технические основы оптимизации планирования ремонтов, испытаний и контроля на АЭС с ВВЭР*. Чернобыль: «Институт проблем безопасности АЭС», 2009, 120 с.
2. *Правила и нормы в атомной энергетике. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварка и наплавка, основные положения*. ПНАГЭ-7-009-89. М.: «Энергоатомиздат», 1991, 320 с.
3. В.Н. Земзин. *Сварные соединения разнородных сталей*. М.-Л.: «Машиностроение», 1966, 232 с.
4. В.А. Винокуров. *Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений*. М.: «Машиностроение», 1973, 213 с.
5. Г.Л. Петров, В.Н. Земзин, Ф.Г. Гонсеровский. *Сварка жаропрочных нержавеющей сталей*. М.-Л.: «Машгиз», 1963, 248 с.
6. Ю.Н. Готальский. *Сварка перлитных сталей аустенитными материалами*. Киев: «Наукова думка», 1992, 224 с.
7. Ю.Н. Готальский. *Сварка разнородных сталей*. Киев: «Техника», 1981, 184 с.
8. В.Ф. Грабин. *Металловедение сварки плавлением*. Киев: «Наукова думка», 1982, 416 с.
9. P.J. Alberry, J. Myers, and B. Chew. An improved welding technique for heat affected zone refinement // *Welding and Metal Fab.* 1977, N 11, p. 549-553.
10. K. Ikeuchi, J. Liao, H. Tanabe. Effect of temper bead thermal cycle on toughness of weld ICCG HAZ of low alloy steel SQV-2A // *ISIJ, International.* 1995, v. 35, N 10, p. 1203-1212.
11. C. Delamarian. *Manual for Maintenance and Retrofit of Conventional Power Plants*. Timisoara: Editura Sadura, 1998, 256 p.
12. C.D. Lundin. Overview of Results from PVRC Programs on Half-Bead /Temper-Bead/ Controlled Deposition Techniques for Improvement of Fabrication and Service Performance of Cr-Mo Steels: Proceedings of the Workshop “Challenges and Solutions in Repair Welding for Power and Process Plants” // *WRC Bulletin.* 1996, v. 412, p. 16-26.
13. A. Sadek, H. Hussein, M. Ushio. Effect of repair welding technique on the mechanical properties of thick wall structural steel // *Trans. JWRI.* 2001, N 1, p. 53-61.
14. R. Mizuno, P. Brziak, M. Lomozik, F. Matsuda. Appropriate Welding Conditions of Temper Bead Weld Repair for SQV-2A Pressure Vessel Steel // *30-th MPA-Seminar in conjunction with the 9-th German-Japanese Seminar.* Stuttgart, October 6 and 7, 2004, p. 7.1-7.9.

15. W.J. Sperko. Exploring Temper Bead Welding // *Welding Journal*. 2005, v. 84, N 7, p. 37-40.

16. Ф.А. Хромченко. *Сварочные технологии при ремонтных работах*. М.: «Интернет Инжиниринг», 2005, 368 с.

17. M. Higuchi, T. Umemoto, A. Matsusita, T. Shiraiwa. Development of Temper-Bead Technique Applied to Dissimilar Welded Joints of Nuclear Pressure Vessels: Proceedings of the Workshop "Challenges and

Solutions in Repair Welding for Power and Process Plants" // *WRC Bulletin*. 1996, v. 412, p. 77-86.

18. В.Д. Ходаков, А.С. Зубченко. Опыт эксплуатации и ремонта разнородных сварных соединений оборудования и трубопроводов из аустенитных и перлитных сталей // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Обеспечение безопасности АЭС»*. 2008, в. 23 «Реакторные установки с ВВЭР», с. 103-108.

Статья поступила в редакцию 04.03.2020 г.

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ РЕМОНТУ АНТИКОРОЗІЙНОГО ПОКРИТТЯ ГОЛОВНОГО РОЗ'ЄМУ КОРПУСУ РЕАКТОРА ВВЕР-440

S.I. Moravetskyi, O.G. Kasatkin, A.K. Tsaryuk, V.P. Kravets, I.V. Goncharov, A.V. Ivanko

Досліджувався вплив способу зварювання на структуру металу зони термічного впливу (ЗТВ) у різнорідному зварному з'єднанні типу корпусна реакторна сталь + наплавлений аустенітний шар. Результати металографічних досліджень та випробувань на згин металу зварних з'єднань показали, що розробка технології ремонтної наплавки антикорозійного покриття з виходом в основний метал корпусу реактора без наступного його високого відпуску доцільна на основі техніки проміжного шару при зварюванні покритими електродами з пошаровою контрольованою зміною погонної енергії. Цей підхід забезпечує на ділянці перегріву ЗТВ однорідну дрібнозернисту структуру. Ручне аргонодугове зварювання з подачею присадки і пошарово незмінною погонною енергією також дозволяє подрібнити зерно на ділянці перегріву. Однак при цьому для неї є характерним два види структурної неоднорідності, пов'язані з інтенсивним перегрівом основного металу і дифузією легуючих елементів та вуглецю.

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY FOR WELD REPAIR OF ANTICORROSIVE COATING OF MAIN CONNECTOR OF REACTOR WWER-440

S.I. Moravetsky, O.G. Kasatkin, A.K. Tsaryuk, V.P. Kravets, I.V. Goncharov, A.V. Ivanko

The effect of welding method and technique on the HAZ microstructure in dissimilar welded joint of the type reactor vessel steel + deposited austenitic layer was investigated. The results of metallographic studies and bend tests of the welded joints are evidenced that the development of technology for weld repair of an anticorrosive coating with access to the base metal without subsequent high tempering is advisable on the basis of "buttered layer" technique by MMA welding with layer-by-layer controlled change in linear energy. This approach provides a uniform fine-grained microstructure at the overheat region of the HAZ. TIG welding with the filler wire and constant layer-by-layer linear energy also allows to refine overheat region microstructure. However, in this case, it is characterized by two types of structural heterogeneity caused by intense overheating of the base metal and diffusion of alloying elements and carbon.