

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ В АТОМНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ ЯПОНИИ (Обзор)

Й. УРАТАНИ, Д. ТАКАНО, М. НАЯМА, Й. ШИМОКУСУ
(Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Япония)

Атомная энергетика для получения электроэнергии становится все более значимой с точки зрения будущего энергоресурсов и предотвращения глобального потепления. Гарантия безопасности на атомных электростанциях является очень важным условием. Для повышения надежности усовершенствован процесс изготовления оборудования для атомных электростанций. Одной из наиболее подходящих технологий соединения является электронно-лучевая сварка. Описаны особенности применения электронно-лучевой сварки для ядерного водоводяного реактора атомной электростанции.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, водоводяные реакторы, атомная электростанция, аустенитная нержавеющая сталь, углеродистая сталь, условия сварки, дефект шва, вязкость, свойства сварного соединения, термообработка после сварки

В Японии производство атомной энергии занимает около 30 % общего производства в энергоснабжении. Для устранения выброса радиоактивных материалов в окружающую среду важным и необходимым является повышение надежности применяемых сварочных способов. По этой причине предпринимаются попытки усовершенствования сварочного оборудования, используемого при изготовлении технологического оборудования для АЭС. Одним из наиболее приемлемых способов соединения является электронно-лучевая сварка (ЭЛС), применение которой позволяет повысить качество и надежность оборудования АЭС.

Авторы изучили условия сварки, дефекты шва и свойства сварного соединения применительно к ЭЛС используемого оборудования из аустенитной нержавеющей стали, углеродистой стали и низколегированной стали для водоводяных реакторов (ВВР) АЭС.

Система ВВР. Для продления условий эксплуатации материалы, используемые для ВВР (рис. 1) АЭС, должны иметь высокие рабочие характеристики такие, как стойкость к радиационному охрупчиванию, коррозионная стойкость, высокотемпературная прочность и т. д. Такими материалами являются углеродистая и низколегированная сталь, аустенитная нержавеющая сталь, сплав 600 и т. д. Сосудами, не защищенными от первичной воды для охлаждения реактора, являются корпус ядерного реактора, парогенератор, компенсатор давления и аккумулятор, расположенные внутри защитной оболочки, а также различные вспомогательные баки вне защитной оболоч-

ки. Сосуды, работающие под давлением, выполняются с защитной оболочкой и изготавливаются из низколегированной или углеродистой стали с их внутренней облицовкой нержавеющей сталью. В четырех петлях ВВР АЭС находится около 100 комплектов вспомогательных баков, изготовленных из аустенитной нержавеющей стали. Трубопроводы, соединяющие эти сосуды, изготавливают из нержавеющей аустенитной стали. Основные трубы для охлаждения реактора имеют внешний диаметр приблизительно 900 мм и толщину стенки 80 мм. Внутренние части активной зоны ядерного реактора также выполнены из нержавеющей аустенитной стали. Аккумулятор (диаметр 3,5 м, высота 5,2 м, толщина стенки 90 мм) выполнен из углеродистой, а парогенератор (диаметр 2,35 м, толщина стенки 120 мм) — из низколегированной стали.

Сварка оборудования из аустенитной стали.

Для применения ЭЛС необходимы точные исследования характеристик сварочного оборудования, а также материалов, возможных дефектов шва и свойств сварного соединения. При проведении испытаний использовали аустенитную нержавеющую сталь типа AISI 304 и AISI 316 с толщиной

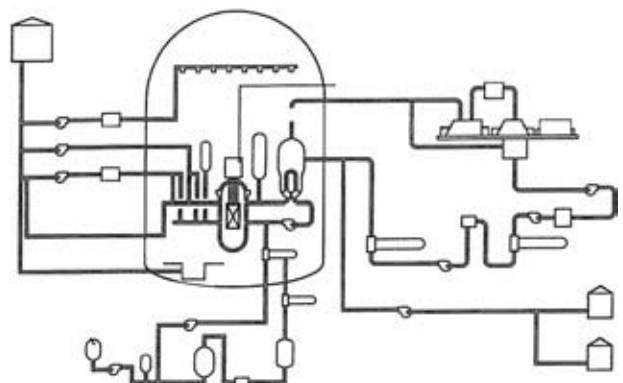


Рис. 1. Схема устройства водоводяного реактора АЭС



пластины менее 80 мм. ЭЛС выполняли с помощью оборудования мощностью 120 кВт.

Условия ЭЛС. Необходимые условия сварки определяли для пластин из стали AISI 304 толщиной $b = 20, 50$ и 80 мм при возрастающем напряжении 60 кВ в горизонтальном положении. Сварку проплавлением выполняли с постоянной

фокусной длиной (ФД) с различными токами пучка и скоростями сварки. Качество шва оценивали с помощью радиографического метода и металлографического анализа.

На рис. 2 представлены условия сварки, определяющие количество подводимого тепла и скорость сварки на единицу толщины пластины. При увеличении толщины пластины соответствующий диапазон условий сужается, а скорость падает.

Влияние вакуумного давления. При ЭЛС в сварочной камере, как правило, используют давление вакуума $6,7 \cdot 10^{-2}$ Па. Тем не менее, электронная пушка с дифференциальной накачивающей системой, используемая в данном испытании, может применяться даже при давлении вакуума в сварочной камере $6,7$ Па. С экономической точки зрения желательно использовать сварку с низким вакуумом для снижения времени откачки вакуума (при условии, что уровень вакуума не имеет никакого влияния на характеристики проплавления и качество шва). Для ЭЛС с локальной вакуумной системой [1], как правило, используют низкий вакуум $1,3 \dots 6,3$ Па. Поскольку считается, что вакуумное давление равно приблизительно 13 Па приведет к резкому изменению глубины проплавления [2], соответственно были выполнены исследования на свариваемость при колеблющемся вакуумном давлении в сварочной камере в диапазоне $6,7 \dots 1,3 \cdot 10^{-2}$ Па. Макроструктура металла соединений, выполненных в горизонтальном положении при толщине 50 и 80 мм и с частичным проплавлением в нижнем положении при толщине 50 мм приведена на рис. 3. В каждом случае вакуумное давление ниже $6,7$ Па позволило получить аналогичные результаты проплавления. Проведено сравнение содержания газа в металле шва с содержанием газа в основном металле. При давлении в сварочной камере в диапазоне $6,7 \dots 1,3 \cdot 10^{-2}$ Па содержание кислорода и азота в металле шва не отличалось друг от друга и было ниже того же содержания кислорода и азота в основном металле. Полученные результаты показали, что вакуумное давление ниже $6,7$ Па не влияет на формирование швов при ЭЛС.

Склонность к появлению трещин. Для предотвращения горячего растрескивания при сварке аустенитных нержавеющей сталей, как правило, используют металл шва с содержанием феррита выше 5% [3, 4]. Тем не менее, содержание феррита в металле шва при ЭЛС, при котором присадочный материал, как правило, не добавляется, зависит от химического состава основного металла. Для определения влияния феррита на растрескивание сварных изде-

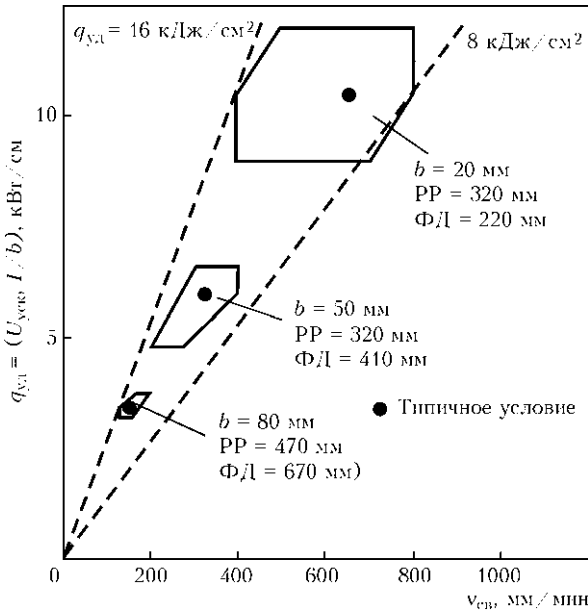


Рис. 2. Соотношение скорости сварки с количеством подводимого тепла для пластин различной толщины

Толщина пластины, мм	Давление вакуума, Па	Горизонтальное положение	Нижнее положение
50	6,7		
	1,3		
	$1,3 \cdot 10^{-1}$		
	$1,3 \cdot 10^{-2}$		
80	6,7		
	1,3		
	$1,3 \cdot 10^{-1}$		
	$1,3 \cdot 10^{-2}$		

Рис. 3. Влияние давления вакуума на форму валика

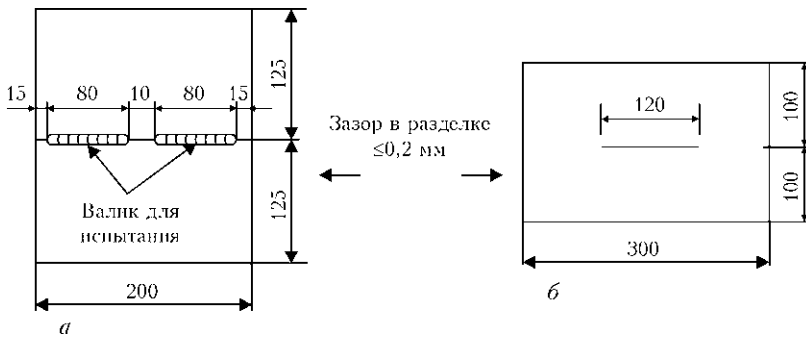


Рис. 4. Схемы образцов для испытания швов на растрескивание

Таблица 1. Условия и параметры ЭЛС стали AISI 304 при оценке трещиностойкости швов

Толщина пластины, мм	Положение сварки	Ток пучка, мА	Скорость сварки, мм/мин	Ток фокуса, А (ФД, мм)	РР, мм
20	Горизонтальное	300	700	0,903 (220)	320
80	» »	500	200	0,755 (670)	470
80	Нижнее	350	550	0,750 (570)	450

Примечание. Ускоряющее напряжение 60 кВ, давление вакуума $133,3 \cdot 10^{-2}$ Па.

лий, полученных ЭЛС, выполнили оценку ряда сплавов. Поскольку содержание (P+S) также влияет на склонность к горячему растрескиванию, в материал, который подлежит оценке, включили два уровня (P+S): 0,03 % (обычный материал) и 0,07 % (верхний предел стандарта). Уровень феррита варьировался на пяти уровнях: 0; 1; 3; 5 и 8 %. Далее к двум видам материалов (AISI 304 и AISI 316) применяли 11 типов материалов с уровнем феррита 0 % и содержанием (P+S), равным 0,45 %, для обеспечения в общем 22 типов материалов для исследования. Форма пластины для испытания показана на рис. 4. Для пластины толщиной 20 мм (рис. 4, а) было выполнено испытание на растрескивание типа FISCO, для пластины толщиной 80 мм — на щелевидное растрескивание. Условия сварки приведены в табл. 1.

Для пластин толщиной 20 и 80 мм оценку трещин выполняли на шести и пяти образцах соответственно (рис. 5). Для материала AISI 304 с содержанием (P+S), равным 0,045 и 0,03 % трещины во всем диапазоне содержания феррита от 0 до 8 % не наблюдались. У сплавов с содержанием (P+S) = 0,07 % горячие волосяные трещины внутри металла шва обнаруживали на пластинах толщиной 20 мм при уровне феррита ниже 1,1 %. На пластинах толщиной 20 мм трещины в швах с содержанием (P+S) ниже 0,045 %, а также 0,07 % и уровнем феррита ниже 3,8 % не наблюдались. На пластинах толщиной 80 мм трещин также не наблюдалось. Такая разница в склонности к образованию трещин между AISI 304 и AISI 316 связана со структурой кристаллизации, т. е. все материалы AISI 304, у которых микроструктура металла

шва имеет первичные δ-кристаллы, имели в аустенитной матрице ферритную составляющую, которая не влияет на конечный уровень феррита. В то же время материалы AISI в основном имели при кристаллизации аустенитную структуру при конечном содержании феррита ниже 2 % и ферритную составляющую в структуре аустенитной матрицы при конечном содержании феррита приблизительно 4 %.

На рис. 6 приведены результаты испытания на образование трещин в шве, наложенные на диаграмму Моисею [5] для AISI 304 и AISI 316. В отношении влияния на возникновение горячих трещин уровня $Cr_{эКВ}/Ni_{эКВ}$, то оно является практически одинаковым для ЭЛС и дуговой сварки. В то же время с точки зрения влияния содержания

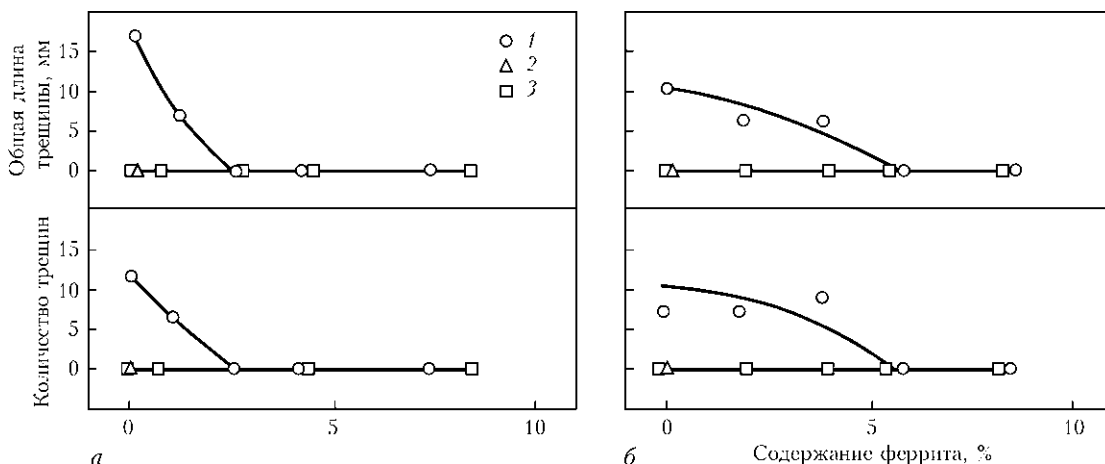


Рис. 5. Влияние содержания (P+S) и феррита в металле швов на склонность их к растрескиванию: а — сталь AISI 304; б — AISI 316: 1 — (P+S) = 0,07 мас. %; 2 — 0,045; 3 — 0,03

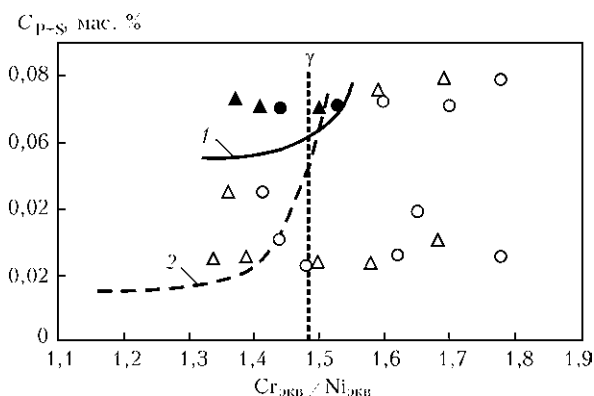


Рис. 6. Влияние $C_{\gamma_{\text{ЭЛС}}}/Ni_{\text{ЭЛС}}$ и (P+S) на склонность к горячему растрескиванию металла швов при сварке стали AISI 304 (○) и AISI 316 (Δ) (темные значки — наличие трещин): 1 — критическая линия для ЭЛС; 2 — критическая по диаграмме Моисиио

(P+S) на растрескивание швов следует заметить, что ограничение (P+S) в металле шва для ЭЛС менее жесткое, чем для дуговой сварки. Полагают, что разница в склонности к образованию трещин между ЭЛС и дуговой сваркой состоит в следующем. ЭЛС выполняют за один проход с двухмерным тепловым потоком соответственно напряжение, оказываемое на металл шва, небольшое. Указанные выше результаты показали, что металл шва, полученный ЭЛС, также требует ограничения содержания (P+S) или обеспечения необходимого уровня феррита для предотвращения горячего растрескивания, как и с дуговой сваркой. При реальных условиях сварки более эффективным является контроль содержания (P+S).

Возникновение пористости. При ЭЛС высокое содержание газа в основном металле приводит к возникновению пористости внутри металла шва, для предотвращения которой для стальных материалов необходимо ограничивать содержание кислорода и азота приблизительно до 100 промилле или ниже. Нержавеющая аустенитная сталь, как правило, содержит около 400 промилле азота и приблизительно 75 промилле кислорода в аустенитной структуре, что делает возможным большую растворимость азота, чем для металла с ферритной структурой. У стали AISI 304, использованной для испытаний, содержание азота варьировали в пределах 300, 600, 900 и 1200 промилле и кислорода 50, 75 и 100 промилле. Для изучения влияния толщины пластины и положения сварки для горизонтальной сварки использовали пластины толщиной 20, 50 и 80 мм, а для сварки с частичным проплавлением в нижнем положении — пластину толщиной 80 мм (глубина проплавления около 40 мм). Сварку выполняли с проплавлением, используя условия, характерные для каждой толщины пластины. Результаты испытания для стали AISI 304 приведены на рис. 7. Содержание газа не приводит к возникновению

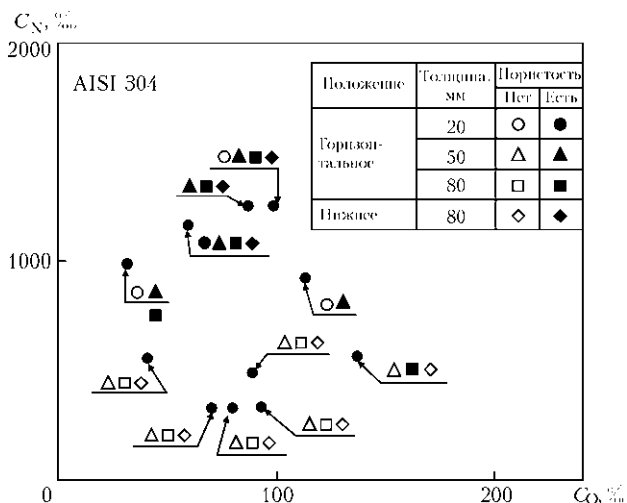


Рис. 7. Влияние газов на пористость металла швов

пористости при содержании азота ниже 1200 промилле и уровнях кислорода ниже 100 промилле (для пластины толщиной 20 мм), при уровнях азота ниже 900 промилле и уровнях кислорода ниже 50 промилле и уровне азота ниже 600 промилле, уровне кислорода от 50 до 100 промилле (для пластины толщиной 50 мм), уровне азота ниже 600 промилле и уровне кислорода ниже 100 промилле (для пластины толщиной 80 мм). Четкого отличия в возникновении пористости при сварке в горизонтальном (для пластины толщиной 50 мм) и нижнем положении не наблюдалось, хотя последнее считается более благоприятным. Разница в содержании азота между основным металлом и металлом шва составила от 20 до 126 промилле, если содержание азота составляет от 300 до 600 промилле и от 216 до 336 промилле при содержании азота в основном металле около 1200 промилле, что указывает на то, что чем больше содержание азота в основном металле, тем больше раскисление. В то же время содержание кислорода в металле шва снизилось до 23...49 промилле, что приблизительно в 2 раза ниже, чем для основного металла (43...150 промилле). Как упомянуто выше, содержание азота и кислорода в металле шва было меньше, чем у основного металла. Это предполагает, что азот и СО приводят к образованию пористости. Приведенные выше результаты показывают, что в нержавеющей аустенитной стали также необходимо контролировать содержание газа по отношению к толщине пластины для предотвращения пористости.

Свойства сварных соединений, полученных ЭЛС. Содержание таких элементов, как сера, углерод, фосфор, кремний, никель, хром и молибден в основном металле и в металле шва отличается незначительно. Что касается азота и кислорода, их содержание было ниже для металла шва, чем для основного металла. Наблюдалась тенденция сокращения содержания марганца с внешней сто-

роны. Относительно элементов, отличных от марганца, значительной разницы в их содержании в толщине пластины не наблюдалось.

Прочность нержавеющей стали определяют по химическому составу (особенно по содержанию углерода и азота) и размеру зерна. В то же время предполагают, что для металла шва, полученного ЭЛС, содержание азота, в котором ниже по сравнению с основным металлом, коэффициент прочности соединения будет ниже 1 в отношении металла шва, подверженного разрушению при испытании на растяжение сварного соединения.

Скорость охлаждения сварного соединения, полученного ЭЛС и дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе практически одинакова. Но способ ЭЛС однопроводный в отличие от многопроводной сварки вольфрамовым электродом в защитном газе. Поэтому, с точки зрения развития сенсублизации металла в ЗТВ ЭЛС лучше дуговой. На рис. 8 приведены результаты сенсублизирования, измеренного при помощи электрохимического потенциокINETического метода восстановления (ЭПКВ).

Применение. С 1983 г. нормами Министерства международной торговли и промышленности Японии утверждено применение ЭЛС к аустенитной нержавеющей стали для ВВР АЭС для вспомогательных резервуаров, внутрикорпусных устройств колонковой трубы и устройств активной зоны ядерного реактора с водой под давлением. В настоящее время с помощью ЭЛС с большой вакуумной камерой (приблизительно 300 м³, размером 6×7×8 м) было изготовлено около 700 комплектов вспомогательных резервуаров.

Углеродистая сталь. Условия ЭЛС. Соответствующие условия однопроводной ЭЛС толстых пластин определяют в следующей последовательности: скорость сварки и количество подводимого тепла $q_{уд}$ (ускоряющее напряжение × ток пучка) выбирают в зависимости от материала и толщины пластины; ток пучка определяют в зависимости от ускоряющего напряжения сварочного оборудования, определяют соответствующие значения рабочего расстояния (РР), ФД и условий колебания.

При таких условиях необходимая скорость сварки снижается при увеличении толщины пластины. Наиболее важным параметром является соотношение между РР и ФД. Влияние колебаний пучка зависит от характеристик пучка электронно-лучевого оборудования и толщины пластины, но в основном этот фактор важен для формирования и поддержания канала для введения пучка при сварке. Принимая во внимание эти факторы и их влияние, выполнено исследование условий сварки для толщины пластины 20 и 100 мм. Типичные условия сварки приведены в табл. 2.

Склонность к образованию трещин. Выбрано испытание на горячее растрескивание щелевого

ЭПКВ, отн. ед.

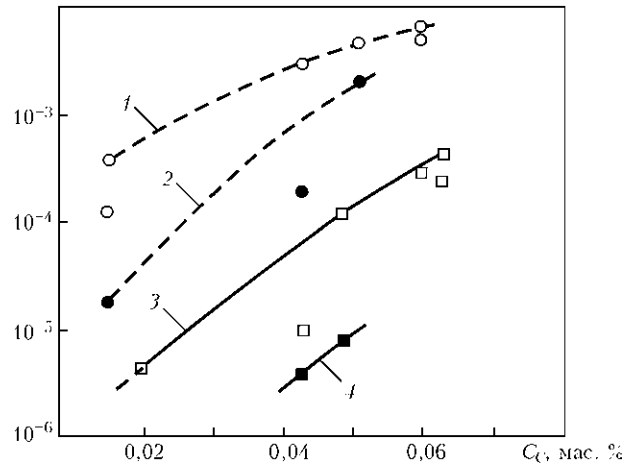


Рис. 8. Влияние содержания углерода и способа сварки на значение ЭПКВ металла ЗТВ стали AISI 304 (1, 2) и AISI 316 (3, 4) при сварке способом ТИГ (светлые значки) и ЭЛС (темные значки)

типа. Склонность к образованию горячих трещин в углеродистой стали зависит от содержания (P+S), которое изменялось от 0,01 до 0,04 %. Кроме того, учитывая влияние прочности на склонность к образованию трещин, использовали материалы с разным содержанием углерода. Результаты испытания на растрескивание приведены на рис. 9. Трещины обнаружены только в углеродистой стали с содержанием (P+S) около 0,04 % и содержанием углерода 0,27 %. Это были поперечные трещины, расположенные вдоль границы столбчатых кристаллов. В углеродистых сталях с содержанием углерода более 0,16 % количество γ -фазы в первичных кристаллах увеличивается благодаря перитектической реакции. Тем не менее, растворимость фосфора и серы в γ -фазе меньше, чем в δ -фазе. Существует мнение, что горячее растрескивание появляется, если содержание углерода становится больше, что и подтверждено полученными результатами. Определено, что растрескивание можно предотвратить с помощью контроля содержания (P + S) до 0,03 %, если содержание углерода составляет 0,35 % или менее.

Возникновение пористости. При ЭЛС в горизонтальном положении поры, образовавшиеся в расплавленном металле, тяжело вывести на поверхность, и они остаются в глубине материалов. В качестве причины образования пористости рассматривают состав газов, которые содержатся в стали. Соответственно тенденцию к образованию пористости изучали с помощью пластин (толщиной 100 и 150 мм) с различными составами газа. Для сварки пластины толщиной 150 мм применяли ускоряющее напряжение 90 кВ (рис. 10). У пластин толщиной 100 мм пористость не наблюдалась, а у пластин толщиной 150 мм пористость образовывалась у образцов для испытания с со-



Таблица 2. Типичные условия ЭЛС углеродистой стали в горизонтальном положении

Толщина, мм	Ток пучка, мА	Скорость сварки, мм/с	ФД, мм	Колебания
20	350	10	280	—
100	650	2,5	460	X: 1 мм Y: 0,5 мм 500 Гц

Примечание. X — параллельно направлению сварки; $U_{уск} = 60$ кВ, PP = 320 мм.

держанием азота 74 промилле или более. При сравнении состава газа между основным металлом и металлом шва обнаружено, что содержание азота в металле шва снизилось от 0 до 24 промилле, а кислорода от 4 до 19 промилле. При содержании азота в основном металле 40 промилле или менее содержание азота в металле шва было практически таким же, как в основном металле, а при содержании более 40 промилле оно уменьшалось в пропорции к содержанию азота. Составы газа в спокойной стали, изготовленной в Японии, имеют 50 промилле или менее кислорода и 100 промилле или менее азота. В этом случае нет особой необходимости контролировать составы газа для пластин толщиной до 100 мм.

Механические свойства сварного соединения. Очевидные проблемы в характеристиках растяжения и изгиба у сварных соединений толстой пластины из углеродистой стали, полученного ЭЛС, отсутствуют, но очень важным является поддержание вязкости сварного соединения. При ЭЛС толстой пластины необходимо большее количество подводимого тепла, в результате зерна металла шва становятся крупнее, а вязкость уменьшается. Во избежание падения вязкости предпочтительно использовать сталь, специально

обработанную для предотвращения крупной зернистости.

В табл. 3 приведены два вида стали, которые использовались: сталь А — традиционный стальной материал и В — сталь, обработанная оксидом титана. Толщина пластины составляла, как правило, 90 мм. Условия сварки соответствовали данным табл. 2, за исключением того, что ток пучка уменьшали в зависимости от толщины пластины. Результаты испытания на удар по Шарпи приведены на рис. 11. Сталь В демонстрирует хорошие характеристики удара по Шарпи при более 243 К, в то время как для стали А характерны значительные колебания даже при 283 К и отсутствие достаточной вязкости. Таким образом, при ЭЛС очень толстых пластин из углеродистой стали необходимо использовать специальным образом обработанные (например, оксидом титана) стальные материалы для поддержания достаточной вязкости.

Применение. В ВВР АЭС оборудование изготовлено из углеродистой стали, наибольшим из которого является аккумулятор массой 52 т, изготовленный из стали SA516 Gr70, диаметром 3,5 м, высотой 5,29 м и с толщиной стенки 90 мм. Основываясь на указанных выше результатах, была определена спецификация стального материала. Из-за ограничений оборудования для ЭЛС продольную сварку выполняли в вертикальном нижнем, а кольцевую — в горизонтальном положении.

Сварка оборудования из низколегированной стали. При сварке пластинчатой заготовки крупного сечения из низколегированной стали вязкость металла шва ухудшается. Таким образом,

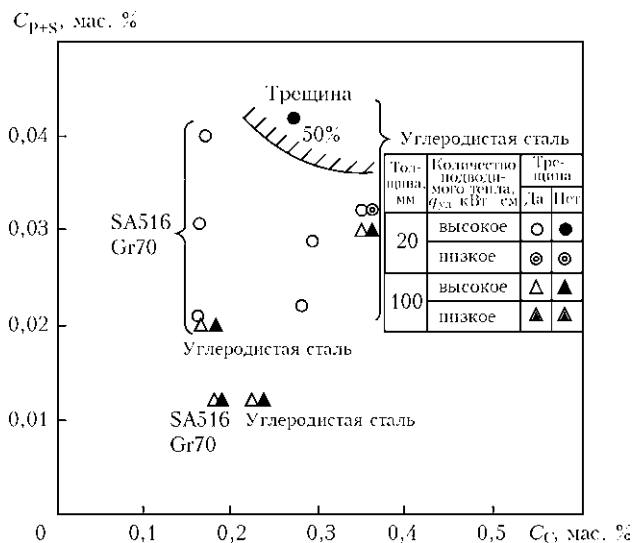


Рис. 9. Влияние содержания (P+S) на склонность к горячему растрескиванию металла шва при сварке углеродистой стали с различным содержанием углерода

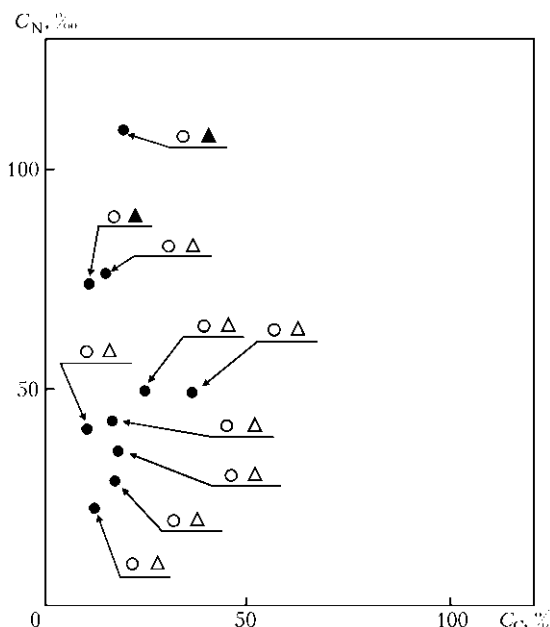


Рис. 10. Влияние газов на пористость металла швов (условия: углеродистая сталь, горизонтальное положение, сварка с проплавлением): ●, ○ — соответственно наличие и отсутствие пористости для пластин толщиной 100 мм; ▲, △ — 150

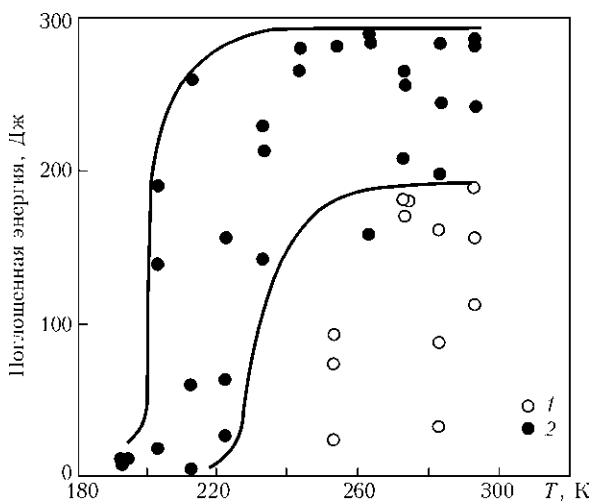


Рис. 11. Энергия, поглощенная при испытании образцов из стали SA 516 Cr 70 по Шарпи для различных температур испытания традиционной выплавки (тип А, 1) и сталей, обработанных оксидом титана (тип В, 2) (условия ТОПС: для стали А — 868 К; 14400 с; В — 888 К; 10800 с)

для того, чтобы использовать ЭЛС для заготовки крупного сечения из низколегированной стали важно повысить вязкость металла шва. В работе [6] показано, что при ЭЛС для пластин толщиной 100 мм или менее можно сохранить желаемую вязкость, однако для пластин 120 мм или более вязкость при сварке понижается, поэтому ЭЛС применять нельзя. Термообработку после сварки (ТОПС) применяют к камерам давления. Известно, что ТОПС влияет на вязкость металла шва низколегированной стали или стали с высоким сопротивлением при растяжении [7, 8]. Кроме того, структура металла шва изменяется в мартенсите, нижнем, а также верхнем бейните при уменьшении скорости охлаждения шва. Нижняя бейнитная структура имеет наибольшую, а верхняя — наименьшую вязкость. Таким образом, для улучшения вязкости скорость охлаждения шва необходимо увеличить. Для пластин из низколегированной стали толщиной 20 и 120 мм выполнили испытания влияния скорости охлаждения и условий ТОПС на вязкость металла шва, а также металлографически исследовали механизм изменения этих вязкостей.

Влияние условий ТОПС на энергию, поглощенную при испытании по Шарпи. На рис. 12 приведены результаты испытания на удар по Шарпи стали SQV 2B (0,21 C–1,4 Mn–0,56 Ni–0,17 Cr–

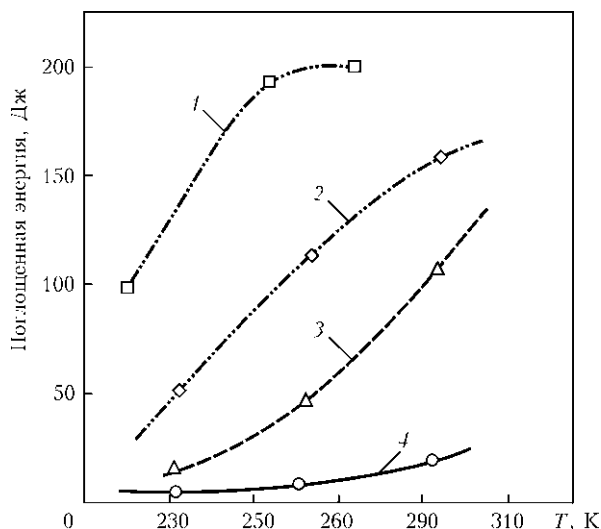


Рис. 12. Энергия, поглощенная при испытании образцов по Шарпи стали SQV 2B (условия: $b = 90$ мм; расположение — $1/2b$; ТОПС — 888 К; 14,4 кс): 1 — металл ЗТВ; 2 — основной металл; 3 — соединение; 4 — металл шва

0,45 Мо). ЭЛС выполнили на пластинах толщиной 90 мм, а затем применили ТОПС при 888 К и 14,4 кс. Испытание на удар по Шарпи было выполнено с надрезами, расположенными в металле шва, линии сплавления, ЗТВ и основном металле. Энергия, поглощенная при испытании образцов по Шарпи, имеет возрастающий порядок: ЗТВ, основной металл, линия сплавления и металл шва. Вязкость не понижается, особенно у линии сплавления, которая является средним между значениями для металла шва и ЗТВ, которая имеет лучшую вязкость, чем основной металл. Одним из важных требований для сварного соединения, выполненного ЭЛС для стали SQV 2B, является сохранение вязкости металла шва. После получения сварных соединений с помощью ЭЛС и применения определенной ТОПС со средних участков пластины было вырезано 15 заготовок для испытания на удар по Шарпи. Затем для получения температуры перехода к разрушению было выполнено испытание на удар по Шарпи при пяти температурных уровнях. На рис. 13 показана взаимосвязь между температурой перехода к разрушению и параметром отпуска при испытании на удар по Шарпи. На рис. 14 показана температура перехода к разрушению, установленная с учетом скорости охлаждения при ЭЛС. Скорость охлаждения при ЭЛС имеет большое влияние на энергию, поглощенную при испытании по Шарпи — чем больше скорость охлаждения, тем лучше вязкость. Температура перехода к разрушению при испытании на удар по Шарпи после оптимальной ТОПС составляет приблизительно 133 К для пластин толщиной 20 мм (ширина валика около 3 мм и время охлаждения при температуре от 1073 до 773 К составляет около 10 с). Для пластин толщиной 120 мм и соответствующем коли-

Таблица 3. Химические составы и механические свойства стали SA516 Gr70

Тип	Химический состав, мас. %					Механические свойства		
	C	Si	Mn	P	S	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
A	0,16	0,26	1,19	0,005	0,001	422	569	30
B	0,12	0,23	1,15	0,004	0,003	353	490	36

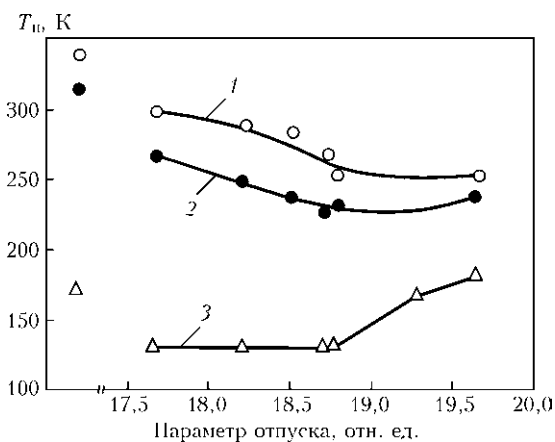


Рис. 13. Влияние параметра отпуска на температуру перехода к разрушению металла шва T_{10} (условия: сталь SQV2B, расположение — $1/2b$; положение надреза — металл шва; 1, 2 — $b = 120$ мм соответственно высокое и нормальное тепловложение; 3 — $b = 20$ мм)

честве тепла, подводимого ко шву, она составляет 228 К (ширина валика около 4 мм, время охлаждения при температуре от 1073 до 773 К составляет 20 с). Для пластин толщиной 120 мм и более чем подходящим количеством тепла — 253 К (ширина валика около 6 мм, время охлаждения при температуре от 1073 до 773 К около 40 с). Это показывает, что при более высоком тепловложении и соответственно более низкой скорости охлаждения шва вязкость значительно снижается. Более того, в состоянии непосредственно после сварки температуры перехода к разрушению находятся в порядке возрастания скорости охлаждения, т. е. 173, 313 и 338 К. Значения вязкости стали непосредственно после сварки ниже значений вязкости при использовании ТОПС, но в то же время влияние скорости охлаждения очевидно. ТОПС улучшает вязкость, однако, чем выше параметр отпуска, тем ниже вязкость. Для получения хорошей вязкости существует оптимальный диапазон параметров отпуска. При всех изученных условиях скорости охлаждения шва вязкость улучшилась вплоть до параметра отпуска, равного 19. Затем с дальнейшим увеличением параметра отпуска, вязкость понижается. Кроме того, даже при более низкой скорости охлаждения для пластин толщиной 120 мм вязкость значительно улучшается при помощи ТОПС по сравнению с состояниями непосредственно после сварки. Таким образом, скорость охлаждения при сварке и условия ТОПС имеют значительное влияние на вязкость сварного соединения из стали SQV 2B, полученного с помощью ЭЛС. В зависимости от мощности электронной пушки максимальное проплавление для стали составляет приблизительно 100 мм для пушки мощностью 30 кВт и приблизительно 300 мм для пушки мощностью 100 кВт. При сварке с одной и той же пушкой количество подводимого тепла во время

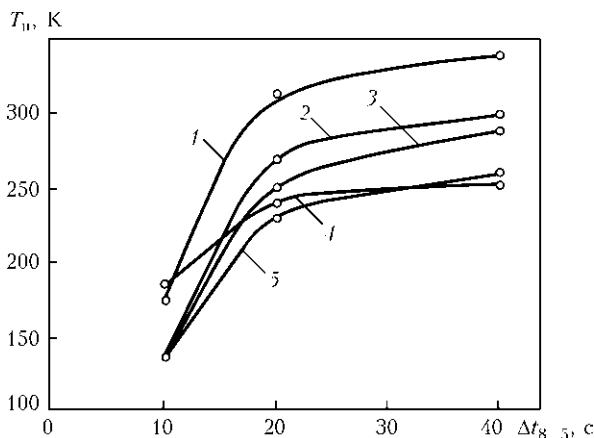


Рис. 14. Влияние расчетного времени охлаждения $\Delta t_{8/5}$ на температуру перехода к разрушению металла шва T_{10} (условия: сталь SQV 2B, расположение — $1/2b$; положение надреза — металл шва): 1 — непосредственно после сварки; 2–5 — параметры отпуска соответственно 17,7 (2); 18,2 (3); 18,8 (4); 19,7 (6)

сварки слегка возрастает с увеличением толщины пластины, но резко увеличивается при достижении предела толщины пластины. Для снижения количества подводимого тепла необходимо учитывать толщину используемой пластины.

Металлографическое исследование структуры металла шва, выполненного ЭЛС. По результатам испытания образцов на удар видно, что изменение энергии, поглощенной при испытании по Шарпи, зависит от условий ТОПС. Поэтому было выполнено металлографическое исследование для изучения этих условий, т. е. в состоянии непосредственно после сварки параметр отпуска 18,8 — ключевое условие для пиковой вязкости, а 19,7 — для низкой вязкости. Результаты наблюдения микроструктуры, полученные на растровом электронном микроскопе, показаны на рис. 15, 16. Структурами состояния после сварки являются нижний бейнит для стальных пластин толщиной 20 мм и верхний бейнит для стальных пластин толщиной 120 мм как при наиболее оптимальных условиях сварки, так и при более высоких (по количеству подводимого тепла). Микроструктуры металла швов являются однородными, а зерна первичного аустенита становятся меньше при уменьшении количества подводимого тепла. На микрофотоснимках видно, что вследствие ТОПС появляются прерывистые черные линии, которые четко видно в ячеистом дендрите при затвердевании, поскольку параметр отпуска становится больше. По результатам просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) эти черные линии являются осажденными карбидами. При большем количестве подводимого тепла такое осаждение начинается при меньшем параметре отпуска. Карбиды осаждаются вдоль границ ячеистого дендрита в большом количестве. На рис. 17 показаны результаты ПЭМ наблюдения

с тонкой фольгой. Согласно наблюдениям при помощи оптического микроскопа разница в микроструктуре из-за разницы в ТОПС отсутствует, за исключением осаждения карбида. Тем не менее присутствует значительная разница в наблюдении ПЭМ с тонкой фольгой. Таким образом, состояние непосредственно после сварки — это состояние, когда рейки имеют очень высокую плотность, а ТОПС приводит к восстановленному состоянию. Полное восстановление достигается при параметре отпуска 18,8. Узкие субзерна, соединенные карбидами, являются однородными. Первоначальная реечная структура остается, а плотность дисло-

кации становится меньше, чем для состояния непосредственно после сварки, однако дислокация в субзернах все еще присутствует. Если параметр отпуска становится 19,7, можно наблюдать дальнейшие изменения. На этом этапе появляется не только восстановление, но и первоначальная стадия рекристаллизации. Субструктура становится неоднородной из-за комбинации восстановленных субзерен. На рис. 18 показана картина изменения состояния осаждения карбида под влиянием ТОПС. Непосредственно после сварки однородно распределенные мелкие карбиды оседают у границ субзерна в результате отпуска. При продол-

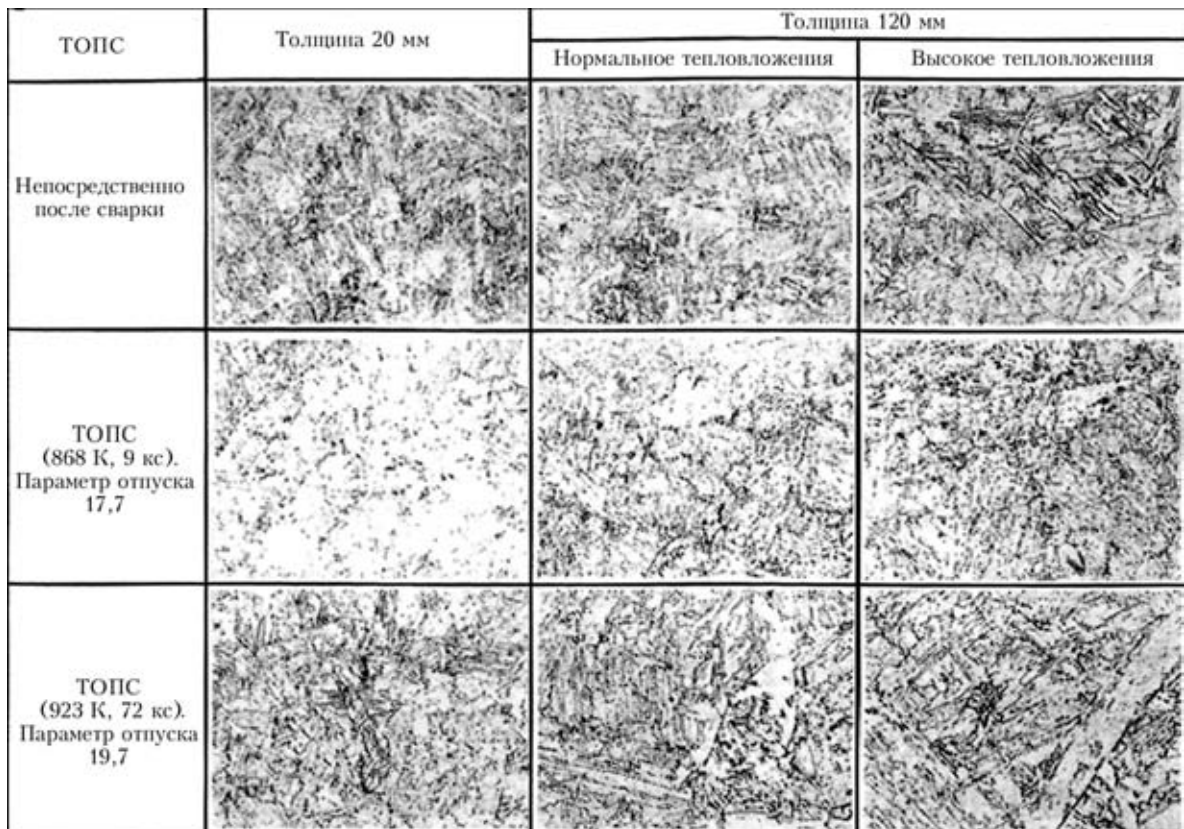


Рис. 15. Микроструктура металла шва, X250

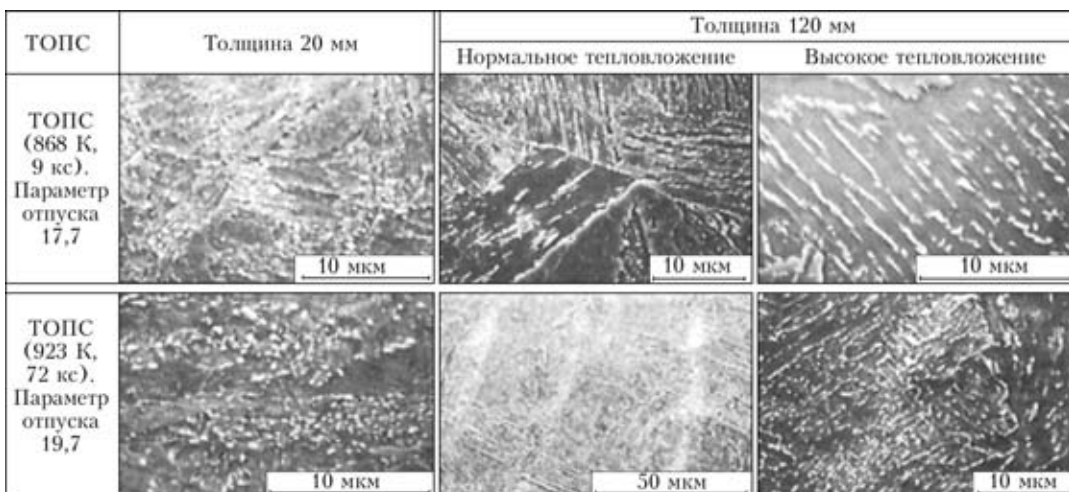


Рис. 16. Фрактографическая картина излома металла шва

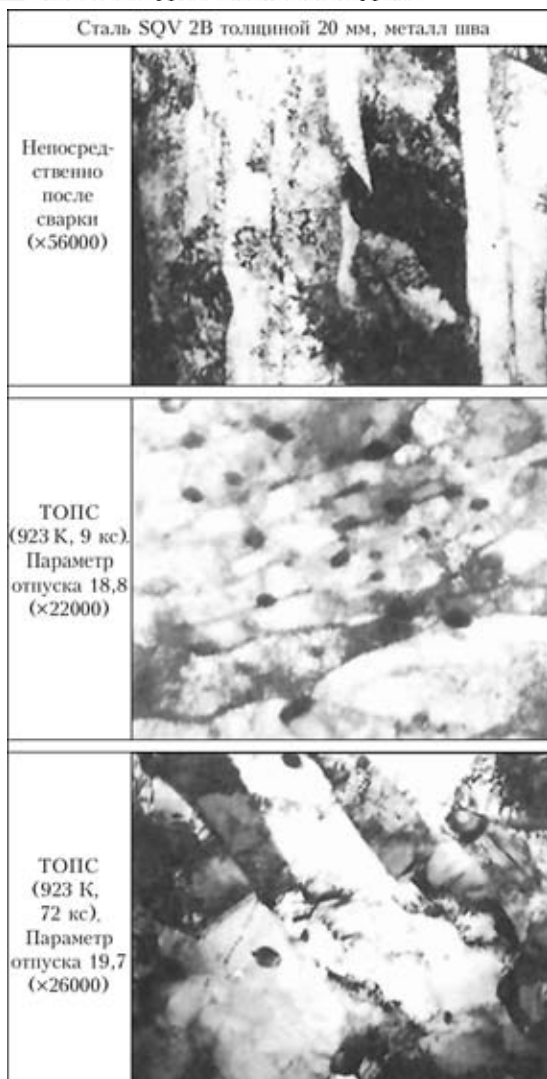


Рис. 17. Микроструктура (ПЭМ), полученная при помощи тонкой фольги

жении отпуска большее количество карбидов осаждается на границах субзерна и таким образом карбид исчезает из соседних областей. Затем в этих областях происходит рекристаллизация. Таким образом, в состоянии после сварки плотность дислокации и прочность высокие, а вязкость, следовательно, низкая. Однако вследствие ТОПС субзерна восстанавливаются и вязкость увеличивается. В то же время, если параметр отпуска становится больше, осаждение карбидов продолжается, начинают также рекристаллизоваться субзерна для создания областей, которые не содержат карбид. Это приводит к снижению вязкости.

Применение. Локальную вакуумную ЭЛС применяют к кольцевым соединениям большой модели сосуда давления, изготовленной из стальной

Nuclear power generation becomes an increasingly important part of power supply in terms of future energy resources and prevention of global warming. The guarantee of safety at nuclear power stations is a very important condition. The process of manufacture of the equipment related to a nuclear power station was upgraded in order to improve reliability. One of the most suitable joining technologies is electron beam welding. Peculiarities of application of electron beam welding for water-water reactors (WWR) at the nuclear power stations are described.

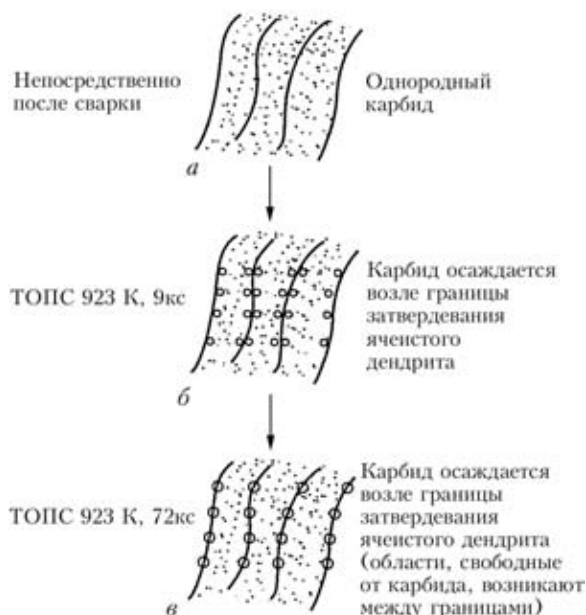


Рис. 18. Особенности распределения карбидов в соответствии с ТОПС

пластины SQV 2B с внешним диаметром около 2350 мм, толщиной 120 мм и высотой 1000 мм. Было показано, что этот метод можно использовать для практического применения и что проблемы в эксплуатации полученного сварного соединения отсутствуют [9].

В заключение можно отметить, что на основе результатов, описанных выше, применение ЭЛС при изготовлении парогенератора для ВВР АЭС было успешно реализовано.

1. *Takano G. et al.* Practical application of local vacuum electron beam welding technology // Mitsubishi Technical Review. — 1983. — 20, № 1.
2. *Hashimoto, Matsuda, Ohashi, Irie.* Experiments on soft-vacuum electron beam welding // J. Jap. Weld. Soc. — 1969. — 38, № 10.
3. *Hull F. C.* // Welding J. — 1976. — 46. — P. 399–408.
4. *Brooks J. A., Thompson A. W., Williams J. C.* A Fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking // Ibid. — 1984. — 63. — P. 71–83.
5. *Takalo T., Suutala N., Moisoio T.* // Metallurgical Transactions A. — 1979. — 10. — P. 1173–1181.
6. *Bonin P. et al.* Soudage par Faisceau d'électrons de L'acier a 533 Gr B Classe 1 en Forte Epaisseur. — 1983, 3 eme C.I.S.F.F.E.L. — S. 419–426.
7. *Kikuta Y. et al.* Microstructure and toughness of high strength weld metals // J. Jap. Weld. Soc. — 1981. — 50, № 1. — P. 19–28.
8. *Katsumata M. et al.* Change in mechanical properties with stress relief annealing in pressure vessel steels // Iron and Steel. — 1989. — 75, № 2. — P. 149–156.
9. *Yamamoto M., Nayama M., Kuri S. et al.* Study on electron beam welding with local vacuum for low alloy steel // Welding in the World. — 1993. — 31, № 1. — P. 41–48.

Поступила в редакцию 10.03.2009