

## УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ДИАФРАГМ ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ ПАРОВЫХ ТУРБИН\*

А.К. ЦАРЮК<sup>1</sup>, В.Ю. СКУЛЬСКИЙ<sup>1</sup>, М.А. НИМКО<sup>1</sup>, А.Н. ГУБСКИЙ<sup>2</sup>, А.В. ВАВИЛОВ<sup>2</sup>, А.Г. КАНТОР<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>ПАО «Турбоатом». 61037, г. Харьков, Московский просп. 199.  
E-mail: office@turboatom.com.ua

Рассмотрены особенности и причины эксплуатационных повреждений в сварных узлах высокотемпературных диафрагм. Проведены сравнительные испытания сварочно-технологических свойств некоторых доступных на рынке марок покрытых электродов для сварки теплоустойчивых сталей композиций Cr–Mo и Cr–Mo–V. С помощью методики Implant и сварки технологических проб Tekken оценена склонность сварных соединений сталей 15X12ВНМФ+15X1М1ФЛ к замедленному разрушению при использовании выбранных электродов. Установлено, что для обеспечения высокой стойкости сварных соединений данных сталей против образования холодных трещин необходимо использовать предварительный подогрев 200...250 °С. Ориентируясь на показания измерений твердости металла швов и ЗТВ сварных соединений и ударной вязкости металла швов, определен оптимальный режим термообработки сварных соединений сталей 15X12ВНМФ+15X1М1ФЛ. Показано, что в структуре металла ЗТВ стали 15X12ВНМФ образовывается зона разупрочнения с более низкой твердостью, по которой происходит разрушение образцов при испытаниях на статическое растяжение при рабочей температуре 570 °С. Библиогр. 8, табл. 4, рис. 10.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, теплоустойчивые стали, сварные соединения разнородных сталей, холодные трещины, термическая обработка

Характерными особенностями узлов, составляющих проточную часть турбины, являются воздействие на них динамических и вибрационных усилий в процессе их работы и высокие требования к точности изготовления. В этих конструкциях широкое применение находит сочетание в одном узле различных марок сталей. В настоящее время конструкции проточной части в сварном варианте получили достаточное применение в практике турбостроения.

При изготовлении высокотемпературных сварных диафрагм для цилиндров высокого (ЦВД) и среднего давления (ЦСД) в качестве материала для тела и обода диафрагмы обычно применяются теплоустойчивые стали перлитного класса типа 15X1М1Ф.

Направляющие лопатки изготавливаются из жаропрочных хромистых сталей типа 15X11МФ, 15X12ВНМФ (ЭИ-802) либо 18X11МФБ. Для бандажей (бандажной ленты) наибольшее применение имеет нержавеющая хромистая сталь 12X13. При изготовлении высокотемпературных диафрагм эти стали необходимо сваривать в различном сочетании между собой. Учитывая, что указанные стали относятся к разным структурным классам, их сварка связана с известными труд-

ностями в части обеспечения требуемых физико-механических и служебных свойств сварных соединений, а также их надежной эксплуатации в условиях ползучести при рабочих температурах от 480 до 600 °С. Поэтому целью настоящей работы являлась оптимизация технологического процесса сварки деталей из разнородных сталей при изготовлении высокотемпературных диафрагм для повышения надежности и ресурса проточной части паровых турбин.

Диафрагмы относятся к наиболее массовым сварным узлам турбоагрегатов. Стационарные паровые турбины могут содержать значительное ко-



Рис. 1. Контрольная сборка диафрагм в корпусе ЦСД

\* По материалам работы, выполненной в рамках целевой комплексной программы НАН Украины «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» (2013–2015 гг.).

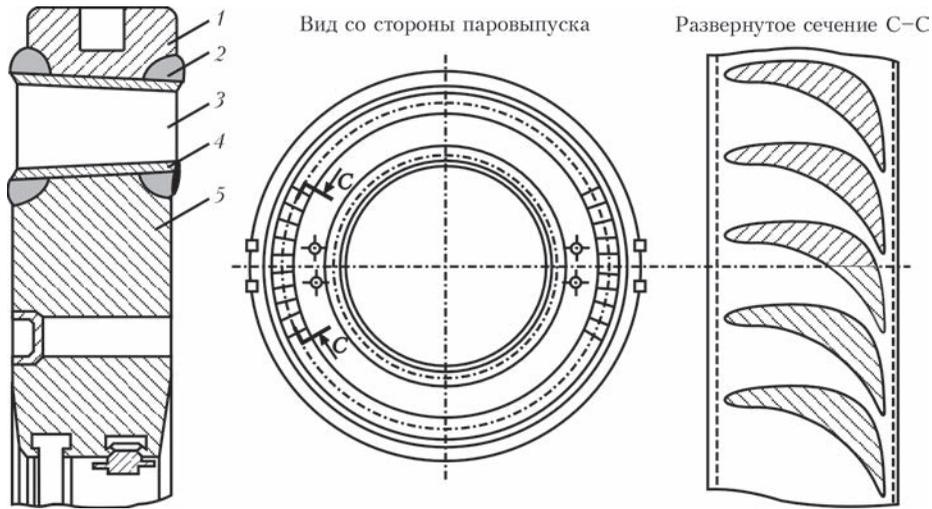


Рис. 2. Типовая конструкция сварной диафрагмы паровой турбины: 1 — обод; 2 — верхняя бандажная лента; 3 — направляющие лопатки; 4 — нижняя бандажная лента; 5 — тело

личество ступеней (до 20) и соответственно такое же количество диафрагм разных типоразмеров. С помощью диафрагм цилиндр турбины разбивается на отдельные отсеки. В направляющем аппарате диафрагм потенциальная энергия парового потока превращается в кинетическую. Кроме того, создается направление потока. Направляющий аппарат состоит из решетки направляющих лопаток, которые образуют сопловые каналы.

Диафрагма является одной из наиболее ответственных деталей турбины. Она имеет горизонтальный разъем и состоит из двух половин. Одна половина закрепляется в нижней, вторая в верхней половине корпуса цилиндра (рис. 1). Диафрагмы вставляются непосредственно в расточки корпуса или в специальные обоймы, закрепляемые в корпусе [1, 2].

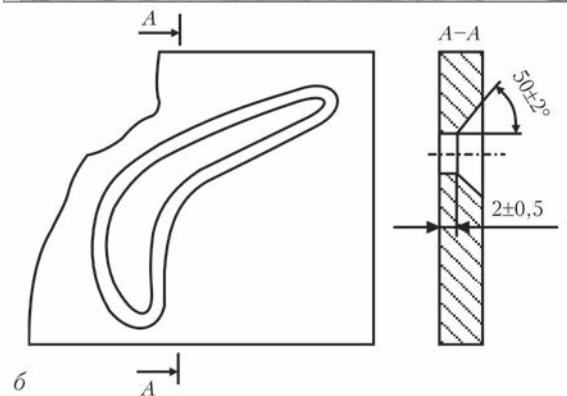


Рис. 3. Приварка торцов направляющих лопаток к бандажным лентам технологическим сварным швом: а — общий вид решетки после приварки; б — форма и разделки под приварку лопаток по контуру профильных отверстий в бандажной ленте

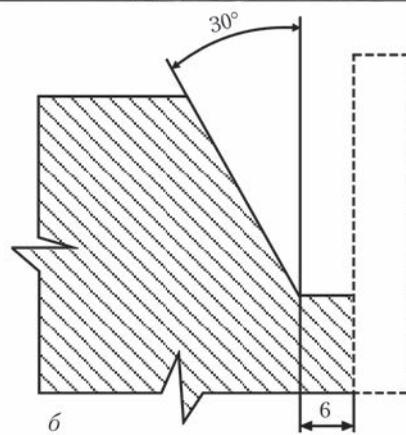


Рис. 4. Сборка половины диафрагмы под сварку силовых швов: а — общий вид собранной диафрагмы; б — типовая форма разделки кромок в теле (ободу) под ручную электродуговую сварку силовых швов

Типовая конструкция сварной диафрагмы паровой турбины (рис. 2) состоит из тела, обода и решетки направляющих лопаток, включающей внутреннюю и наружную бандажные ленты с пробитыми отверстиями, в которые вставлены направляющие лопатки. Бандажные ленты, выгнутые по цилиндрической поверхности, обычно изготавливаются из полосы толщиной 4...10 мм. При сборке решетки лопатки устанавливаются в пазах бандажных лент с заглублением на 2...3 мм. Для обеспечения надежной связи лопаток с телом и ободом их торцы привариваются по контуру отверстия технологическим сварным швом заподлицо с бандажной лентой (рис. 3). Затем решетка лопаток вместе с бандажом приваривается основными силовыми швами к телу и ободу диафрагмы (рис. 4). Типовая форма разделки кромок под сварку основных швов диафрагмы показана на рис. 4, б. Эти швы являются наиболее напряженными участками сварных диафрагм, поскольку связывают бандажные ленты и лопатки с телом и ободом и через них на обод диафрагмы передаются усилия, воспринимаемые лопатками от давления рабочей среды. Обычно высота швов, соединяющих решетку с телом и ободом, составляет 0,2...0,3 ширины профиля. Дальнейшее увеличение высоты шва нецелесообразно, так как приводит к чрезмерной деформации конструкции при сварке.

Как показывают расчеты [3] и результаты экспериментов [4], напряжения в диафрагмах распределены неравномерно и являются наибольшими в лопатках и швах, примыкающих к разъему. Причем эти напряжения резко уменьшаются по мере удаления от разъема. Испытания диафрагм до разрушения [5] подтверждают, что разрушение начинается, как правило, со сварных швов около-разъемных лопаток у тела, т.е. в месте, которое согласно расчету является наиболее напряженным. Требования, предъявляемые к точности изготовления диафрагм, предусматривают необходимость выдерживания основных размеров проточной части в пределах очень жестких допусков. Для удовлетворения предъявляемых требований на всех стадиях технологического процесса изготовления диафрагм должны специально предусматриваться мероприятия, обеспечивающие необходимую точность геометрии конструкции. Эти мероприятия включают сборку и сварку узлов диафрагм в специальных приспособлениях, обеспечивающих необходимую точность установки входящих деталей, учет сварочных деформаций при просечке пазов в бандажных лентах и применение при сварке дополнительных жесткостей, уменьшающих коробление конструкции.

Основной причиной, вызывающей отклонение размеров диафрагмы от заданных, являются сварочные деформации. Пробивка пазов в бандажных лентах и механическая обработка изделия производятся достаточно точно и допуски на выполнение этих операций полностью укладываются в пределы общих допусков для диафрагм. В то же время сварочные деформации, как правило, превышают допустимые по условиям работы конструкции.

При длительной работе паровых турбин на ТЭС имеют место аварийные ситуации проточной части ЦВД и ЦСД, связанные с разрушением высокотемпературных диафрагм. На рис. 5 представлены повреждения таких диафрагм и рабочих лопаток.

Основные повреждения в процессе длительной эксплуатации наблюдаются в сварных соединениях направляющих лопаток с телом и ободом диафрагмы. Разрушение происходит по зоне сплавления торца направляющей лопатки с металлом сварного шва. Эта зона является наиболее высоконагруженным и уязвимым участком диафрагмы и определяет работоспособность диафрагмы в целом. Причиной образования повреждений и выхода из строя направляющих аппаратов, по-видимому, является влияние технологических факторов при изготовлении диафрагм, а также формирование напряженно-деформированного состояния в конструктивных узлах диафрагм при рабочих условиях эксплуатации турбины.

Для выяснения возможного влияния технологических факторов при изготовлении сварных высокотемпературных диафрагм представляет интерес проведение анализа процесса сборки, сварки и термообработки диафрагм на ОАО «Турбоатом» (г. Харьков) [6].

Технологическая инструкция по изготовлению сварных диафрагм предусматривает выполнение всех регламентируемых работ в строгом соответствии с требованиями ОСТ 108.021.04–78 [2], РТМ 108.020.35–81 [7], а также конструкторской документации СКБ «Турбоатом».

Для элементов сварных высокотемпературных диафрагм применяются следующие сварочные материалы:

- покрытые электроды ЭА-395/9 — для приварки направляющих лопаток из стали 15X12ВНМФ (ЭИ-802) или 15X11МФА к бандажной ленте из стали 12X13;
- покрытые электроды ТМЛ-3У — для сварки решетки с телом и ободом диафрагмы.

Фиксация направляющих лопаток в пазах бандажной ленты в процессе сборки производится с помощью прихваток длиной 10...15 мм. Обварка лопаток по контуру производится за один проход.

Таблица 1. Химический состав металла, наплавленного покрытыми электродами для сварки высокотемпературных диафрагм

Марка электрода	Массовая доля элементов, %							
	C	Mn	Si	Mo	Cr	V	S	P
ТМЛ-3У	0,06...0,12	0,50...0,90	0,15...0,40	0,40...0,70	0,80...1,25	0,15...0,30	≤0,025	≤0,030
ЦЛ-20	0,06...0,12	0,60...0,90	0,18...0,40	0,40...0,70	0,80...1,25	0,12...0,30	≤0,025	≤0,030

Сварка производится одновременно по наружному и внутреннему бандажам, начиная с середины сегмента по 2...3 лопатки, затем со стороны развеса и т.д. Сварка решетки производится только при ее горизонтальном положении.

Применение электродов ЭА-395/9 для сборки и сварки хромистых сталей при изготовлении решетки дает возможность исключить предварительный подогрев и проведение послесварочной термической обработки (высокий отпуск 690 °С). Сборка и сварка производится без подогрева на постоянном токе обратной полярности. Режим сварки для электрода диаметром 3,0 мм: сварочный ток  $I_{св} = 60...80$  А.

Сварка выполняется «снизу-вверх» короткой дугой узкими валиками. Участки шва приварки лопатки, расположенные вертикально или наклоненные на угол не более 15° к вертикали, допускаются сваривать в направлении «сверху-вниз».

Сборка диафрагмы (соединение решетки с телом диафрагмы и ободом) производится в специальном приспособлении электродами ТМЛ-3У или ЦЛ-20 с помощью прихваток длиной 80...120 мм с мест-

ным подогревом места прихватки до температуры 250...300 °С.

Химический состав металла, наплавленного этими электродами, приведен в табл. 1.

Собранная диафрагма передается на сварку. Сварка диафрагмы производится теми же электродами (табл. 1) с предварительным и сопутствующим подогревом не ниже 300 °С.

Заполнение разделок приварки решетки к телу и ободу диафрагмы необходимо начинать со стороны паровпуска. В процессе сварки должна производиться периодическая кантовка диафрагмы на 180 °С. Количество кантовок определяется технологическим процессом сварки данной диафрагмы.

В процессе сварки круговых швов необходимо производить проковку швов. Проковка первого и последнего слоя не производится. Порядок заполнения разделок представлен на рис. 6. Заполнение разделки выполняется участками длиной 250...350 мм в направлении от середины к краям. В первую очередь с учетом кантовки диафрагмы сваривается слой со стороны тела, далее со стороны обода и т.д., постоянно чередуя наложение слоев в швах приварки решетки к телу и ободу.

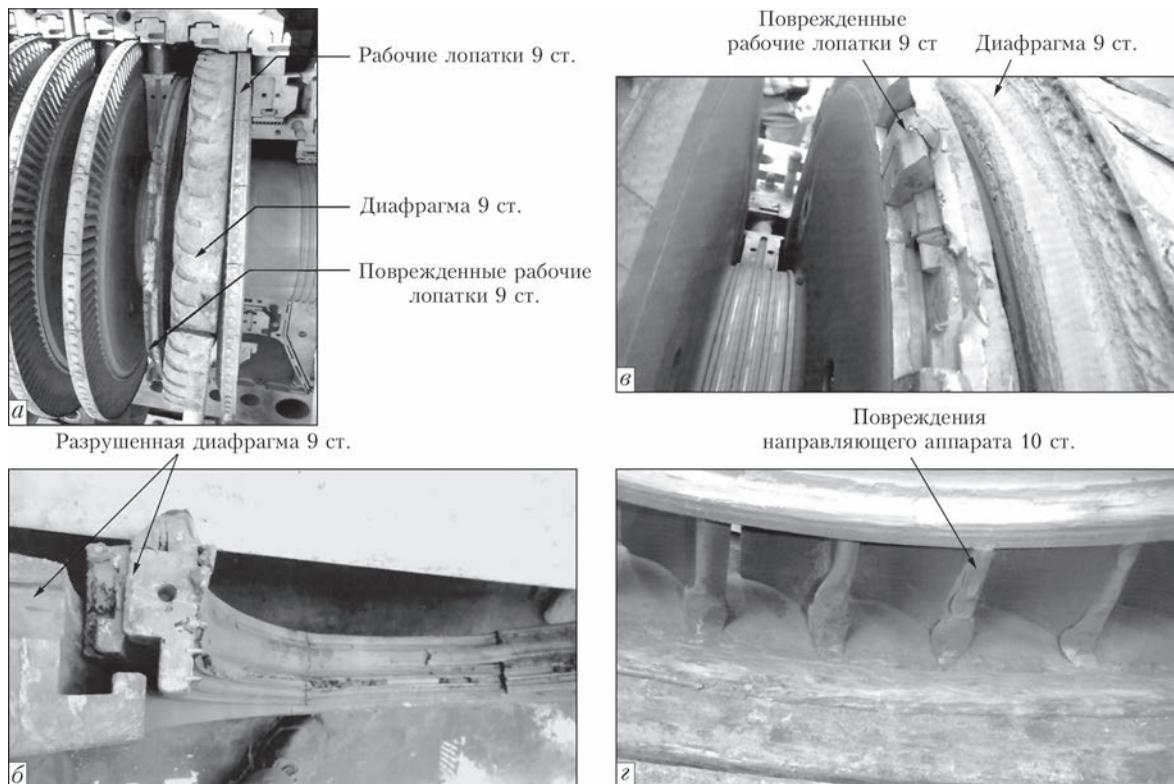


Рис. 5. Повреждения диафрагм и рабочих лопаток турбины К-160-130: а — повреждение диафрагмы и рабочих лопаток 9 ступени ЦВД; б — разрушение высокотемпературной диафрагмы 9 ступени ЦВД; в — общий вид повреждений в проточной части ЦВД; г — растрескивание направляющего аппарата 10 ступени ЦВД

Таблица 2. Химический состав металла, наплавленного электродами MTS-4 и Kupfer 3KC

Марка электрода	Химический состав, мас. %													
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	V	Mo	Nb	Cu	P	S	[N <sub>2</sub> ]	[O <sub>2</sub> ]
MTS-4	0,16	0,20	0,53	10,5	0,51	0,47	0,21	0,87	0,046	<0,1	0,017	0,007	0,03	0,052
Kupfer 3KC	0,12	0,35	0,91	1,38	0,07	–	0,25	1,0	–	<0,1	0,021	0,012	0,03	0,048

После сварки диафрагмы, не допуская охлаждения ниже 300 °С, производят ее посадку в печь и выполняют отпуск при температуре 710...720 °С. Нагрев до температуры отпуска должен быть со скоростью 50...60 °С/ч. Допускается перерыв между сваркой и термообработкой до 72 ч при условии выдержки сварного узла после сварки при температуре подогрева в течение пяти часов и замедленного охлаждения. Выдержка при температуре 6...12 ч. Охлаждение со скоростью не более 50 °С/ч до температуры 150 °С.

Проведенный анализ причин повреждений высокотемпературных диафрагм (рис. 5), а также изучение действующего технологического процесса сварки направляющего аппарата и силовых швов диафрагмы показывает, что одним из определяющих факторов разрушения является низкий уровень служебных характеристик металла силовых швов (предел прочности и предел ползучести). Применяемые для ручной сварки силовых швов покрытые электроды типа ТМЛ-3У или ЦЛ-20 не могут обеспечить требуемые служебные свойства сварных соединений направляющих лопаток из стали 15X11МФА с телом и ободом диафрагмы из стали 15X1М1ФЛ. По показателям длительной прочности металл сварного шва, выполненного указанными электродами, значительно уступает даже литой стали 15X1М1ФЛ тела и обода. Это свидетельствует о необходимости усовершенствования существующей технологии сварки соединений диафрагмы. В связи с изложенным выше выбор прогрессивных сварочных материалов и усовершенствование технологии сварки высокотемпературных диафрагм является весьма важной зада-

чей. Актуальность ее решения возрастает в связи с необходимостью создания турбогенераторов нового поколения с высокими параметрами пара (температура до 600 °С и давление 300 бар).

Предварительно был проведен маркетинговый поиск покрытых электродов для сварки теплоустойчивых сталей хромомолибденовой и хромомолибденованадиевой композиции, обеспечивающих гарантированный предел длительной прочности ( $\sigma_{дл}$ ) металла шва при 570 °С за 100 тыс. ч на уровне 140...150 МПа ( $\sigma_{дл}$  стали 15X1М1ФЛ при 570 °С за 100 тыс. ч составляет 100 МПа). Были рассмотрены электроды отечественного производства, а также фирмы «Бёлер» (Германия), фирмы «Эсаб» (Швеция) и других зарубежных производителей. По результатам маркетингового поиска предпочтение было дано электродам производства фирмы «Бёлер» (Германия):

- Thermanit MTS-4 (основные покрытые хромистые электроды (хром до 11 %), для сварки сталей, эксплуатирующихся при температурах до 580 °С);
- Phoenix SH Kupfer 3KC (основные покрытые электроды Cr–Mo–V композиции для сварки компонентов, работающих при температурах до 600 °С).

Сравнительные исследования указанных электродов показали несколько лучшие сварочно-технологические свойства при применении электродов Phoenix SH Kupfer 3KC.

Содержание основных элементов и содержание газов в металле, наплавленном указанными электродами, приведено в табл. 2.

Содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле исследовали с помощью спиртовой пробы [8]. Результаты исследования показали, что содержание диффузионного водорода в наплавленном металле при сварке электродами MTS-4 находится на уровне  $[H]_{диф.} = 2,1...2,3 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , а при сварке электродами Kupfer 3KC  $[H]_{диф.} = 1,8...2,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ . В соответствии с данными работы [8] уровень диффузионного водорода  $[H]_{диф.}$  в наплавленном металле должен быть ниже  $5,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , что отвечает предъявляемым требованиям для обеих марок покрытых электродов.

Таким образом, проведенные сравнительные испытания сварочно-технологических свойств покрытых электродов для сварки комбинированных соединений теплоустойчивых сталей композиции Cr–Mo–V и хромистой стали с 11...12 % Cr показали, что для выполнения силовых швов высокотемпературных диафрагм принципиально подходят

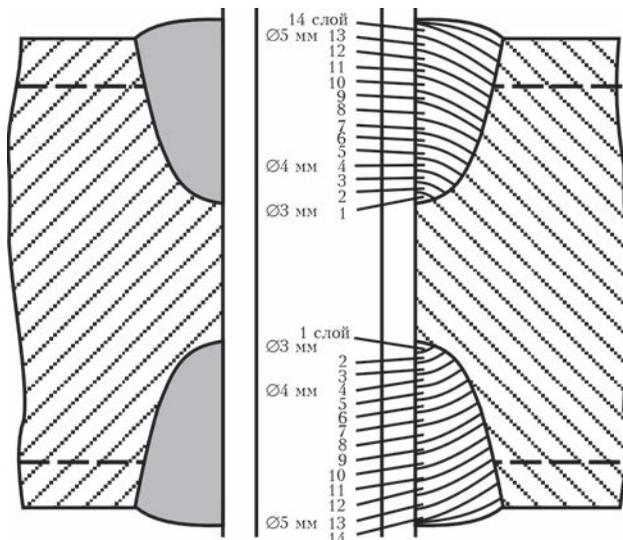


Рис. 6. Порядок заполнения разделок силовых швов

испытанные марки электродов MTS-4 и Kupfer 3КС.

Склонность к замедленному разрушению сварных соединений из стали 15X12ВНМФА оценивали с помощью испытаний по методу Implant и сварки технологических проб типа Tekken (ГОСТ 26388–84) при использовании выбранных электродов. Критерием стойкости против замедленного разрушения по методу Implant является критическое напряжение, выше которого развивается разрушение опытных соединений. Напряжение в соединении рассчитывается как отношение нагружающего усилия к сечению образца.

Результаты испытаний по методу Implant представлены на рис. 7. Видно, что по сравнению со сваркой без подогрева существенный рост критических напряжений имеет место при подогреве более 150 °С. Максимальный уровень напряжений соединения стали 15X12ВНМФ выдерживают при  $T_{п} \approx 250$  °С. Этому условию соответствует самое высокое сопротивление трещинообразованию. Подогрев до более высокой температуры в данных условиях эксперимента не давал преимуществ. Сопротивление образованию трещин оставалось приблизительно на том же уровне, как и у соединений, сваренных с подогревом 250 °С.

Результаты испытаний по методу Implant сварных соединений стали 15X12ВНМФА, выполненных электродами Kupfer 3КС, представлены на рис. 7, б. Кривая, разграничивающая области нали-

чия и отсутствия трещин, представляет собой ориентировочные значения критических напряжений.

Подогрев до 100 °С практически не сказывается на трещиностойкости — критические напряжения остаются на том же уровне, что и при сварке без подогрева. При  $T_{п}$  выше 100 °С трещиностойкость заметно возрастает, что указывает на целесообразность применения подогрева выше 100 °С. При применении температур подогрева 200...250 °С стойкость против замедленного разрушения возрастает более интенсивно, чем при подогреве в интервале 150...200 °С. Это подтверждается более крутым подъемом кривой на участке 200...250, чем на участке 150...200 °С (или большим углом  $\alpha_2$  наклона касательной к кривой на участке 200...250 °С, чем  $\alpha_1$  на участке 150...200 °С).

Полученные результаты испытаний подтверждают, что для обеспечения высокой стойкости сварных соединений стали 15X12ВНМФА против замедленного разрушения при использовании электродов Kupfer 3КС следует применять предварительный подогрев в интервале 200...250 °С. При исследовании макрошлифов установлено, что основным видом структуры наплавленного металла является высокоотпущенный бейнит, образующийся без предварительной деформации (из литого металла) с коагулированными карбидами.

Таким образом, исследования показали высокую сопротивляемость наплавленного металла образованию холодных трещин при условии сварки соединения стали 15X12ВНМФА с предварительным и сопутствующим подогревом до температуры 250 °С.

Для уточнения теплового режима сварки были выполнены дополнительные испытания трещиностойкости с применением сварки жестких соединений типа Tekken. Сварку технологических проб Tekken выполняли электродами Thermanit MTS-4 и Kupfer 3КС без подогрева и с предварительным подогревом при 150, 200 и 250 °С. После сварки стыки подвергали термическому отдыху — выдержке в печи с температурой 200 °С. После отдыха соединения охлаждали на спокойном воздухе до комнатной температуры и давали вылежаться в течение 48 ч.

Такая выдержка необходима для обеспечения возможности развития замедленного разрушения в соединениях, склонных к трещинообразованию, и проверки гарантированной стойкости соединений против этого вида разрушения. После этого проводили осмотр металла шва и ЗТВ с помощью лупы с четырехкратным увеличением и микроскопа МБС.

Было установлено, что при сварке технологических проб без предварительного подогрева во всех случаях образуются холодные трещины.

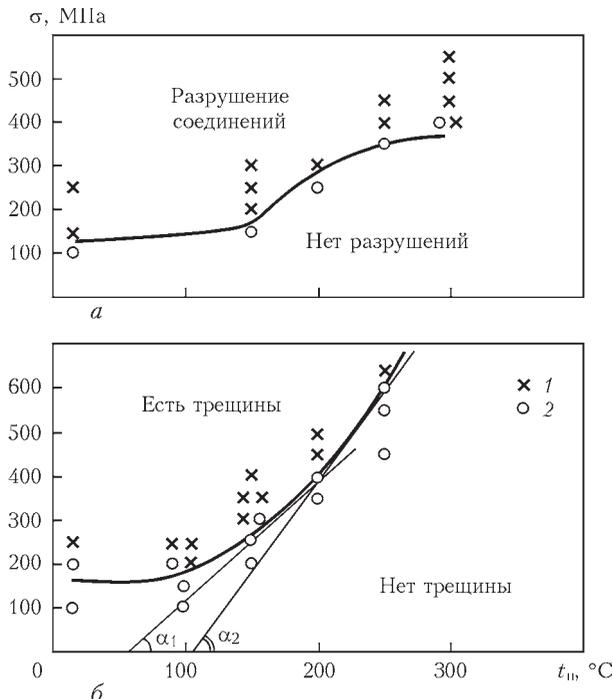


Рис. 7. Влияние температуры предварительного подогрева стали 15X12ВНМФА на склонность к замедленному разрушению по методу Implant: а — критические напряжения разрушения при сварке электродами MTS-4; б — Kupfer 3КС (1 — условия испытаний, при которых отсутствовало замедленное разрушение; 2 — условия, вызывающие разрушения)

**Таблица 3.** Влияние температуры предварительного подогрева  $T_{п}$  на скорость охлаждения металла ЗТВ и склонность к замедленному разрушению стыковых проб Tekken на стали 15X12ВНМФА

$T_{п}, ^\circ\text{C}$	150	200	250
$w_{5/3}, ^\circ\text{C}/\text{c}$	9,7	6,3	4,2
Наличие трещин	Есть	Нет	Нет

Результаты оценки технологической прочности при сварке проб с подогревом 150, 200 и 250 °С представлены в табл. 3.

Полученные результаты подтверждают необходимость использования предварительного подогрева до 200...250 °С для обеспечения высокой стойкости сварных соединений стали 15X12ВНМФА против образования холодных трещин. При этом необходимым условием обеспечения требуемого теплового режима сварки является получение скорости охлаждения  $w_{5/3}$  металла ЗТВ на уровне, не превышающем 9 °С/с.

Исследования показали, что при температуре подогрева 150 °С в металле шва могут образовываться трещины. В металле ЗТВ трещины отсутствуют. При повышении температуры до 200 °С трещины в любых зонах сварного соединения отсутствуют. Учитывая необходимость обеспечения запаса технологической прочности при разработке технологии РЭС стали, была установлена температура предварительного и сопутствующего подогрева на уровне 250 °С.

Таким образом, на основании полученных результатов можно рекомендовать следующий подход к сварке соединений стали 15X12ВНМФ и 15X1М1ФЛ:

- сварка с предварительным подогревом 200...250 °С при обязательном контроле температуры, с целью предотвращения ее снижения ниже 200 °С;
- отдых после сварки при температуре 200 °С в течение времени, определяемом из соотношения 10 мин/1 мм толщины шва (определено экспериментально из условия обеспечения стойкости против образования холодных трещин в технологической пробе со швом толщиной около 5 мм при выдержке при указанной температуре в течение 20 мин);
- охлаждение соединения до температуры примерно 150 °С (для завершения распада остаточного аустенита);
- проведение высокого отпуска.

Выбор оптимального режима термической обработки проведен на основании результатов измерений твердости сварных соединений (в металле шва и ЗТВ) и испытаний на ударный изгиб металла швов после различных режимов отпуска.

Результаты измерения твердости в состояниях после сварки и отпуска приведены на рис. 8. Видно, что после резкого спада твердости в процессе

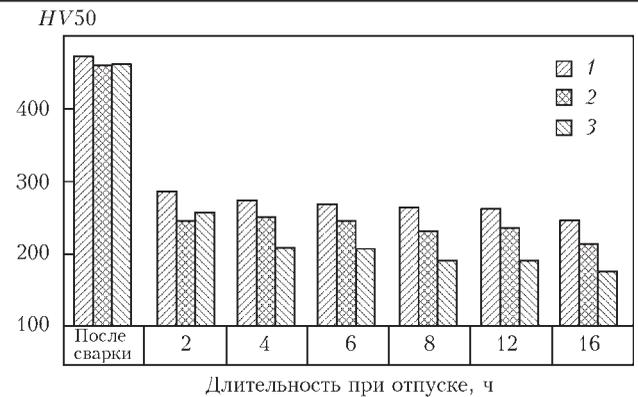


Рис. 8. Влияние длительности отпуска комбинированных сварных соединений на твердость металла шва и участков ЗТВ на удалении 0,2...0,5 мм от линии сплавления (1 — сталь 15X12ВНМФ; 2 — шов MTS4; 3 — сталь 15X1М1Ф)

отпуска в течение 2 ч дальнейшая выдержка приводит к постепенному снижению значений твердости для всех зон соединения. Более резко твердость начинает снижаться после выдержки более 12 ч. При этом после отпуска в течение 16 ч твердость металла ЗТВ в стали 15X1М1Ф достигает HV 173 (что соответствует твердости по Бринеллю около HB163), в стали с 12 % Cr — HV 246 (или около HB 235). При всех режимах отпуска твердость швов занимает промежуточное положение. После 16 ч отпуска шов имеет HV 215 (HB 204).

При проведении термической обработки важно не допустить ухудшение механических свойств основного металла и металла в зоне сварного соединения. В данном случае такой характеристикой может быть прочность, пропорциональная величине твердости. Как видно из рис. 9, а, твердость металла ЗТВ в стали 15X12ВНМФ снижается ниже твердости стали в исходном состоянии (пун-

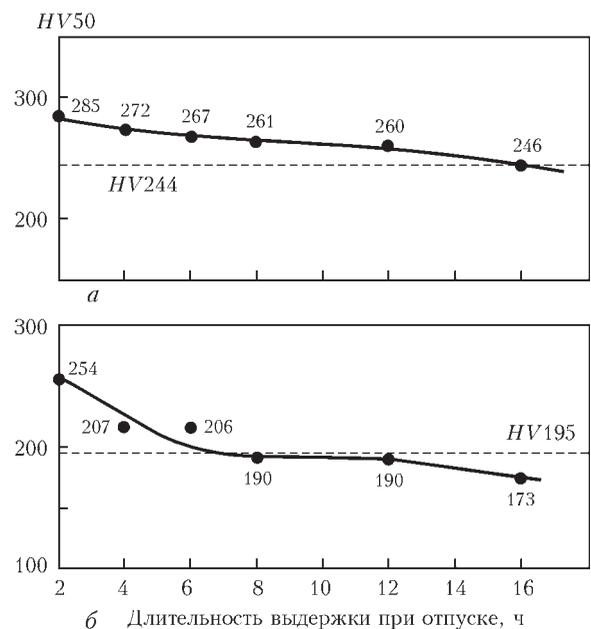


Рис. 9. Изменение твердости металла ЗТВ при отпуске сварных соединений при 720 °С в сравнении с исходной твердостью стали: а — ЗТВ стали 15X12ВНМФ; б — 15X1М1Ф

Таблица 4. Механические свойства сварных соединений типа 15X1M1Ф + 15X12ВНМФ, сваренных электродами Thermanit MTS 4 (отпуск 720 °С, 8 ч), место разрушения — ЗТВ

T <sub>исп</sub> , °С	σ <sub>0,2</sub> , МПа	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	ψ, %	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	σ <sub>в</sub> , МПа	ψ, %
	Металл шва					Сварное соединение	
20	553,8...557,7	690,7...717,7	– *...22,75	55,0...57,9	93	554,2...569,1	48,6...57,6
570	317,6...321,7	381,6...395,0	29,2...30,3	80,7...84,3		184,3...195,5	371,6...379,7

\* Разрушение за базой.

ктирная линия на уровне HV 244) после отпуска при 720 °С с продолжительностью более 16 ч. Металл ЗТВ со стороны стали 15X1M1Ф (рис. 9, б) приобретает твердость ниже твердости исходной стали после выдержки в течение 8...12 ч.

Следовательно, отпуск более 8 ч ведет к разупрочнению сварных соединений (как ЗТВ, так и, вероятно, основного металла) в области стали 15X1M1Ф. В стали 15X12ВНМФ такое разупрочнение происходит при отпуске более 16 ч.

Исходя из результатов измерений твердости можно заключить, что продолжительность отпуска должна быть не более 8 ч.

Результаты проверки влияния режима отпуска на ударную вязкость (KCV) металла шва представлены на рис. 10. Из приведенных данных следует, что после всех выдержек при 720 °С швы имели достаточно высокие значения KCV. Таким образом, для отпуска исследуемых комбинированных соединений можно рекомендовать режим: температура 720 °С, длительность 8 ч.

Для испытания на статическое растяжение использовали поперечные образцы из сварного соединения и продольные образцы из металла шва. Для испытания на ударный изгиб — поперечные образцы с острым надрезом по шву (тип IX, ГОСТ 6996–66). Испытания проводили при комнатной (20 °С) и при рабочей температурах (570 °С). Для испытаний на статическое растяжение при 20 °С использовали образцы типа II, при 570 °С — типа IV по ГОСТ 6996–66.

Результаты испытаний приведены в табл. 4.

Во всех случаях при испытаниях на статическое растяжение поперечных образцов разрушение проходило по металлу ЗТВ одной из свариваемых сталей в зависимости от температуры испытаний. При

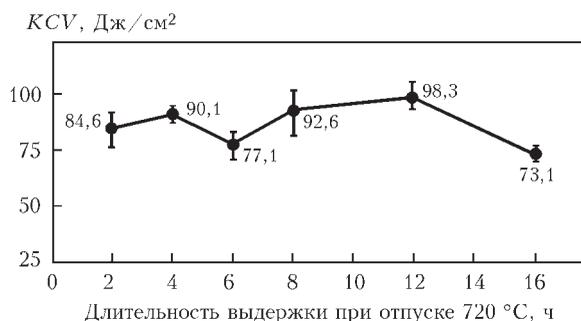


Рис. 10. Влияние длительности отпуска при 720 °С на KCV металла швов соединений стали 15X1M1Ф и стали 15X12ВНМФ, сваренных электродами Thermanit MTS 4

T<sub>исп</sub> = 20 °С разрушение шло по стали 15X1M1Ф, при 570 °С — по стали 15X12ВНМФ.

Изучены особенности микроструктуры в состоянии после сварки и после ранее определенного оптимального отпуска при 720 °С в течение 8 ч. Выявление микроструктуры на полированных шлифах проводили двухступенчатым травлением:

- химическим в 3 %-м спиртовом растворе азотной кислоты;
- электрохимическим в хромовой кислоте при напряжении 8 В в течение 20 с.

Первое травление использовано для выявления структуры в низколегированной стали, второе — в шве и высоколегированной стали.

Выявлены следующие особенности строения основного металла и сварных соединений.

Прежде всего следует отметить, что для микроструктуры сварного соединения, особенно металла ЗТВ, характерно неоднородное строение. В большей мере микронеоднородность проявляется в металле ЗТВ в стали 15X1M1Ф. Здесь, в силу возможности образования ряда продуктов превращения аустенита и частичного их видоизменения под воздействием термомеханических циклов при многопроходной сварке, формируются микроучастки с различной интенсивностью травления и с различным окрашиванием.

Особенностью структуры металла ЗТВ в стали 15X1M1Ф после высокого отпуска является появление участков α-феррита, расположенных вдоль границы со швом. Имеются области в виде прослоек, состоящие только из феррита, и области со смешанной структурой в виде зерен феррита и продуктов отпуска исходной игольчатой структуры закалки. Ферритная прослойка на разных уровнях поперечного сечения соединения имеет различную ширину, которая изменяется примерно от 0,7 до 1,4 мм. В шве вдоль границы раздела шов/ЗТВ образовалась карбидная прослойка (гряда), которая после травления приобрела темную окраску.

Развитие структурной неоднородности вдоль границы ЗТВ/шов является следствием диффузионного перераспределения углерода, вызванного различием в содержании карбидообразующих элементов в основном металле и шве. В данном соединении определяющее влияние на развитие неоднородного распределения углерода оказало различие в легировании хромом низколегированной стали и высоколегированного шва. Углерод имеет свойство скапливаться в области с боль-

шим содержанием хрома. В данном случае, обеднение углеродом прилежащих ко шву участков привело к появлению  $\alpha$ -феррита, а его скопление в шве — к повышенной концентрации карбидов. Такая структурная неоднородность характерна для комбинированных соединений и может формироваться как при сварке, так и при отпуске. Исключить ее появление, не меняя легирования шва или технологии сварки, в целом не представляется возможным.

Структура металла ЗТВ хромистой высоколегированной стали после отпуска исходного мартенсита представляет собой ферритно-карбидную смесь, сформировавшуюся в результате выделения карбидов по границам первичных аустенитных зерен и по субграницам внутри зерен. Кроме продуктов отпуска мартенсита в структуре металла ЗТВ встречаются отдельные зерна  $\delta$ -феррита, изначально находящиеся в основном металле.

Установлено, что в ЗТВ исследуемой стали имеется участок с более низкой твердостью. Можно считать, что именно по этой зоне разупрочнения (ЗР) произошло разрушение разрывных образцов при испытании при 570 °С.

Дополнительно проведено металлографическое исследование микроструктуры металла в зоне разрушения. Металл разрушался при развитии пластического течения, что было видно по выстраиванию рядов дисперсных внутризеренных выделений вдоль направлений деформации. В местах, где в структуре отпущенного мартенсита присутствовал  $\delta$ -феррит, разрушение проходило по межфазным границам  $\delta$ -феррит/мартенсит; разрушений по ферритной фазе не обнаружено.

Таким образом, можно полагать, что снижение прочности в металле ЗТВ в стали 15X12ВНМФ может быть связано с тонкими структурными изменениями и с дополнительным доотпуском, обусловленными воздействием сварочного нагрева.

Структура шва типа Thermanit MTS4 с высоким содержанием хрома, также, как и стали 15X12ВНМФ, после отпуска исходного мартенсита представляет собой однородную мелкодисперсную ферритно-карбидную смесь. Твердость в шве изменяется примерно от HV 250 вблизи кромки низколегированной стали до HV 290 у высокохромистой стали.

На основании проведенных исследований разработаны основные положения принципиальной технологии сварки и термической обработки комбинированных соединений стали 15X1М1ФЛ со сталью 15X12ВНМФА.

Для окончательного выбора марки электродов для сварки силовых швов были изготовлены образцы сварных соединений стали 15X1М1ФЛ со сталью 15X12ВНМФА, выполненные электрода-

ми Thermanit MTS4 и Phoenix SH Kupfer ЗКС для испытания на длительную прочность и ползучесть при 570 °С. По результатам этих испытаний будет принято техническое решение по выбору и применению электродов для сварки штатных изделий.

### Выводы

1. Диафрагма является одним из наиболее ответственных узлов проточной части паровой турбины, отвечающей за обеспечение надежности и работоспособности турбоагрегата и в целом энергоблока ТЭС.

2. Существующая технология сварки высокотемпературных диафрагм ЦВД и ЦСД не обеспечивает надежности работы проточной части мощных паровых турбин, способствует снижению ресурса эксплуатации и приводит к аварийным ситуациям на ТЭС.

3. Изучены особенности эксплуатационных повреждений в сварных узлах высокотемпературных диафрагм. Показано, что основные повреждения в процессе длительной эксплуатации образуются в сварных соединениях направляющих лопаток с телом и ободом диафрагм. Разрушение происходит по зоне сплавления торца направляющей лопатки с металлом сварного шва.

4. Для повышения эксплуатационной работоспособности и надежности высокотемпературных диафрагм выбраны новые материалы для сварки силовых швов, а также разработаны основные положения принципиальной технологии сварки и термообработки, обеспечивающие высокое качество и требуемые служебные свойства комбинированных соединений.

1. Шляхин П.Н. Паровые и газовые турбины. — М.: Энергия, 1974. — 224 с.
2. ОСТ 108.021.04–78. Турбины паровые стационарные. Диафрагмы сварные, аппараты направляющие. Общие технические условия. Введ. 01.01.79.
3. Исследование напряженного состояния корпусов и диафрагм паровых турбин / Г.М. Меллерович, Е.Н. Пелипенко, М.И. Покрасса и др. // Пробл. прочности. — 1969. — № 4. — С. 19–22.
4. Напряжения и деформации в деталях паровых турбин / Под общ. ред. А.Н. Подгорного. — Киев: Наук. думка, 1978. — 275 с.
5. Кулагина Г.Ф. Экспериментальное исследование напряжений и прогибов диафрагм // Исследование элементов паровых и газовых турбин и осевых компрессоров. — М.: Машгиз, 1960. — С. 333–346.
6. Технологическая инструкция ТИ-656. Диафрагмы сварные, подготовка под сварку, сварка, термообработка и контроль качества / ОАО «Турбоатом», 2007.
7. Руководящие технические материалы РТМ 108.020.35–81. Турбины паровые стационарные. Сварка и термическая обработка диафрагм и направляющих аппаратов. Основные положения.
8. Козлов Р.А. Сварка теплоустойчивых сталей. — Л.: Машиностроение, 1986. — 160 с.

Поступила в редакцию 22.12.2015