

БЕЛОРУССКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Факультет Энергетический
Кафедра Тепловые электрические станции

**ЭЛЕКТРОННЫЙ УЧЕБНО-МЕТОДИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС
ПО УЧЕБНОЙ ДИСЦИПЛИНЕ**

«КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ АЭС»

для специальности 1-43 01 08 «Паротурбинные установки атомных
электрических станций»

Составитель: к.т.н., доцент Герасимова А.Г.,

Рассмотрено и утверждено
на заседании Совета энергетического факультета 30 мая 2022 г.,
протокол № 10

Минск БНТУ 2022

ПЕРЕЧЕНЬ МАТЕРИАЛОВ

1. Теоретический раздел:

– «Конструкционные материалы АЭС» – курс лекций;

2. Практический раздел:

– «Конструкционные материалы АЭС» – перечень тем практических занятий, учебно-методическое пособие;

3. Контроль знаний:

– «Конструкционные материалы АЭС» – перечень вопросов, выносимых на зачет;

4. Вспомогательный раздел:

– «Конструкционные материалы АЭС» – учебная программа для учреждения высшего образования.

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА

Цели создания ЭУМК: повышение качества образовательных услуг за счет обеспечения студентов комплектом учебных и учебно-методических материалов, позволяющих самостоятельно изучать дисциплину «Конструкционные материалы АЭС».

Атомная энергетика является важной составной частью производства электроэнергии в Республике Беларусь. Ключевыми вопросами развития атомной энергетики являются её безопасность, надежность и экономичность, что в первую очередь зависит от поведения конструкционных материалов оборудования атомной электростанции в процессе эксплуатации. Атомная энергетика имеет свои особенности в области материаловедения и используемых конструкционных материалов, основу которых составляют металлы и сплавы. Это, прежде всего длительная эксплуатация конструкционных материалов оборудования и трубопроводов в условиях радиационного воздействия, повышенных температур, рабочих нагрузок, коррозионно-эрозионных воздействий. Правильный выбор конструкционных материалов и сохранение их свойств в процессе эксплуатации является одним из основных критериев, определяющих надежную и долговечную работу оборудования и трубопроводов АЭС. Поэтому будущие специалисты должны иметь представление о классификации и маркировке, условиях работы и требованиях, предъявляемых к конструкционным материалам, влиянии эксплуатационных факторов на их свойства и структуру, а также мероприятиях по продлению ресурса металла оборудования.

Задачами ЭУМК: являются изучение классификации и маркировки конструкционных материалов, нормативных документов, регламентирующих выбор конструкционных материалов оборудования АЭС, условий эксплуатации и основных служебных свойств материалов, а также вопросов, связанных с продлением и восстановлением ресурса материалов оборудования АЭС.

Рекомендации по организации работы с ЭУМК: Материалы данного электронного учебно-методического комплекса можно использовать при выполнении курсовых и дипломных проектов (работ), посвященных проектированию, эксплуатации, монтажу, ремонту, контролю и диагностики оборудования АЭС.

Полученные знания при изучении данного электронного учебно-методического комплекса предназначены для формирования научного мышления и профессиональной ответственности инженеров энергетического профиля, которые должны явиться основой приобретения умения выбора конструкционных материалов элементов оборудования АЭС при проектировании, монтаже и ремонте оборудования АЭС.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Оглавление	4
I – ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ – КОНСПЕКТ ЛЕКЦИЙ.....	6
1.1. Введение.....	6
1.2. Условия работы, повреждения и требования, предъявляемые конструкционным материалам оборудования АЭС	23
1.2.1 Условия работы конструкционных материалов оборудования атомных электрических станций	23
1.2.2 Основные типы эксплуатационных повреждений металла и причины их возникновения	27
1.2.3. Общие требования к конструкционным материалам оборудования и трубопроводов АЭС.....	31
1.2.4. Требования, предъявляемые к материалам активной зоны.....	31
1.2.5 Требования, предъявляемые к материалам оборудования, находящегося вне активной зоны.....	35
1.3. Основные служебные свойства конструкционных материалов оборудования АЭС.....	36
1.3.1 Дефекты кристаллической решетки.....	36
1.3.2. Совместимость реакторных материалов.....	39
1.3.3. Радиационная стойкость.....	41
1.3.4. Жаропрочность.....	50
1.3.5. Жаростойкость.....	51
1.3.6. Коррозионная стойкость.....	53
1.3.7. Эрозионная стойкость.....	58
1.3.8. Конструкционная прочность материалов и ее критерии	59
1.4. Классификация и маркировка сталей.....	59
1.4.1 Общие сведения о сталях	59
1.4.2. Углеродистые стали	61
1.4.3. Легированные стали.....	65
Тема 1.5. Перлитные стали для корпусов водо-водяных энергетических реакторов и других сосудов давления.....	71
Тема 1.6. Коррозионностойкие стали для элементов оборудования водо- водяных энергетических установок	78
1.6.1. Принципы выбора коррозионностойких сталей	78
1.6.2. Коррозионные и коррозионно-механические повреждения оборудования АЭС.....	87
1.6.3. Коррозионное растрескивание и межкристаллитная коррозия нержавеющих сталей	88
1.6.4. Применение коррозионностойких сталей на АЭС	95
1.7. Конструкционные материалы турбин АЭС.....	100
1.8. Конструкционные материалы трубопроводов и арматуры АЭС	107
1.8.1 Конструкционные материалы трубопроводов АЭС и требования к ним	107

1.8.2. Конструкционные материалы трубопроводной арматуры АЭС и требования к ней.....	114
1.9. Цветные металлы и сплавы оборудования АЭС.....	117
1.9.1. Алюминий и его сплавы.....	117
1.9.2. Цирконий и его сплавы.....	122
1.9.3. Бериллий и его сплавы.....	134
1.6.4. Магний и его сплавы.....	140
1.9.5. Титан и его сплавы.....	143
1.10. Реакторный графит.....	149
1.11. Ресурс металла оборудования и трубопроводов АЭС и методы расчета на прочность.....	166
11.11.1 Ресурс металла оборудования и трубопроводов АЭС.....	166
11.11.2 Нормы и методы расчета на прочность основных элементов оборудования и трубопроводов АЭС.....	172
II – ПРАКТИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ.....	180
Перечень тем практических занятий.....	180
Примеры выполнения практических занятий.....	180
III – РАЗДЕЛ КОНТРОЛЯ ЗНАНИЙ.....	183
Вопросы на зачет.....	183
IV – ВСПОМОГАТЕЛЬНЫЙ РАЗДЕЛ.....	185
Учебная программа.....	185
Основная литература.....	191
Дополнительная литература.....	191
Дополнения и изменения к учебной программе.....	193

I – ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ – КОНСПЕКТ ЛЕКЦИЙ

1.1. Введение

Основой любой ядерной энергетической установки (ЯЭУ) (рис. 1.1) является реактор 1, в котором размещается активная зона реактора 15, где происходит цепная реакция деления ядерного горючего с выделением тепловой энергии.

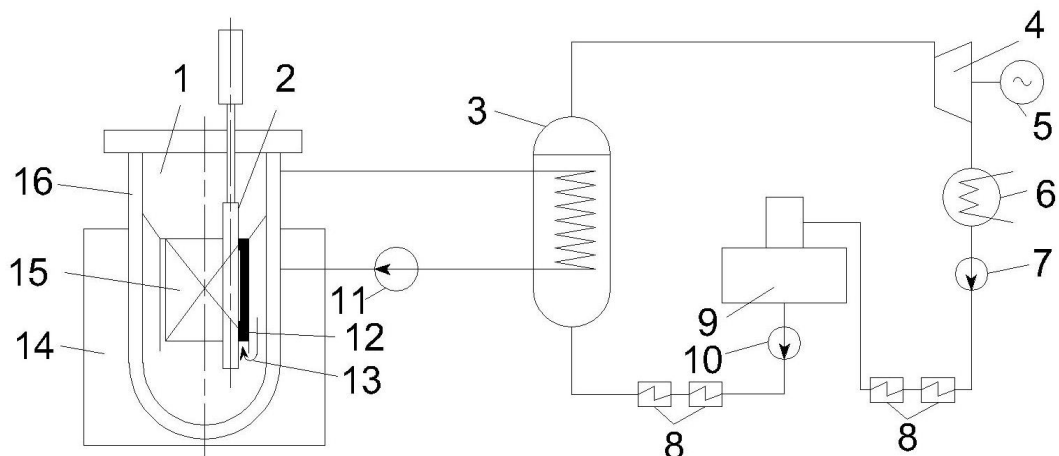


Рис. 1.1. Принципиальная тепловая схема двухконтурной ядерной энергетической установки с реактором типа ВВЭР:

1– реактор; 2 – стержни регулирования и аварийной защиты; 3 – парогенератор; 4 – турбина; 5 – электрогенератор; 6 – конденсатор; 7 – конденсатный насос; 8 – регенеративные подогреватели; 9 – деаэратор; 10 – питательный насос; 11 – главный циркуляционный насос; 12– отражатель нейтронов; 13 – теплоноситель; 14 – биологическая защита; 15 – активная зона; 16 – корпус реактора

Теплоноситель 13 транспортирует выделившееся в результате распада ядерного горючего тепло в парогенератор 3, где происходит передача этого тепла во внешний, II контур. Образовавшийся в парогенераторе пар направляется в паровую турбину 4. Такая схема ЯЭУ называется двухконтурной. Первый контур работает в условиях облучения, во втором контуре активность отсутствует. На рис. 1.2 представлено устройство реактора ВВЭР-1000.

Парообразование может происходить и непосредственно в активной зоне реактора; в этом случае парогенератор ЯЭУ отсутствует и образующийся в реакторе пар идет непосредственно в турбину. Такая схема называется одноконтурной (рис. 1.3). В одноконтурной установке все оборудование работает в условиях облучения.

При использовании в качестве теплоносителя жидких металлов (например, натрия) передача тепла от теплоносителя (жидкого металла) во внешний контур происходит через промежуточный контур. В этом случае только I контур работает в условиях облучения. Промежуточный контур раз-

деляет радиоактивный контур жидкого металла и III контур рабочего тела (пароводяной контур), исключая, таким образом, возможность их взаимодействия. Такие схемы называются трехконтурными (рис. 1.4).

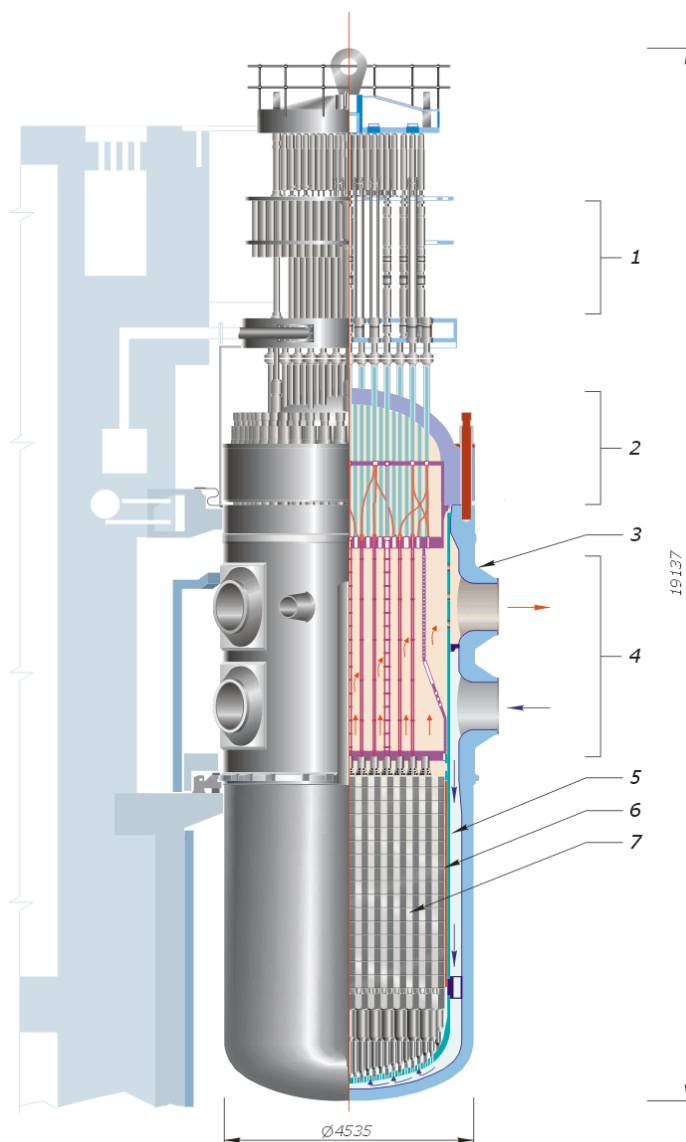


Рис.1.2. Устройство реактора ВВЭР-1000:

1 – привод СУЗ; 2 – крышка реактора; 3 – корпус реактора; 4 – блок защитных труб (БЗТ); 5 – шахта; 6 – выгородка активной зоны; 7 – тепловыделяющие сборки (ТВС), регулирующие стержни;

Парообразование может происходить и непосредственно в активной зоне реактора (рис. 1.3); в этом случае парогенератор ЯЭУ отсутствует и образующийся в реакторе пар идет непосредственно в турбину. Такая схема называется одноконтурной. В одноконтурной установке все оборудование работает в условиях облучения.

При использовании в качестве теплоносителя жидких металлов (например, натрия) передача тепла от теплоносителя (жидкого металла) во внешний контур происходит через промежуточный контур. В этом случае

только I контур работает в условиях облучения. Промежуточный контур разделяет радиоактивный контур жидкого металла и III контур рабочего тела (пароводяной контур), исключая, таким образом, возможность их взаимодействия. Такие схемы называются трехконтурными (рис. 1.4).

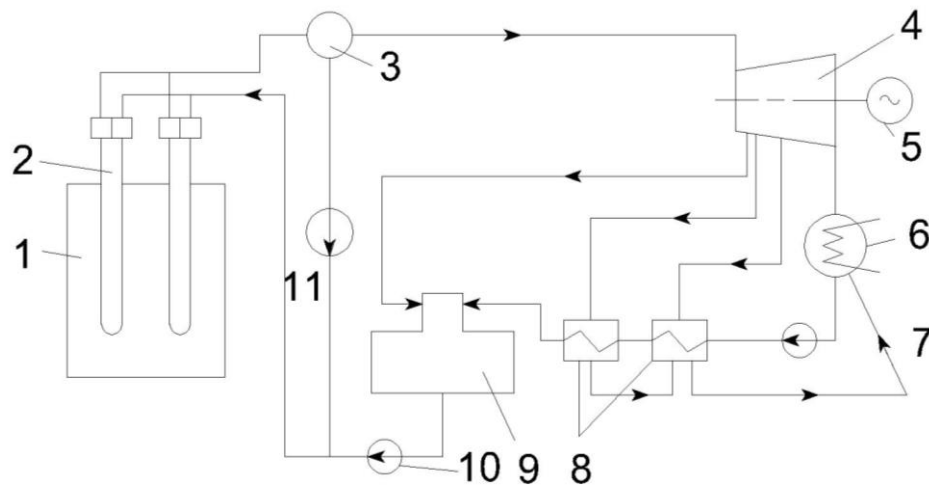


Рис. 1.3. Принципиальная тепловая схема одноконтурной ядерной энергетической установки с уран-графитовым реактором:

1 – уран-графитовый реактор; 2 – технологический канал; 3 – барабан-сепаратор; 4 – турбина; 5 – электрогенератор; 6 – конденсатор; 7 – конденсатный насос; 8 – регенеративные подогреватели; 9 – деаэрактор; 10 – питательный насос; 11 – циркуляционный насос

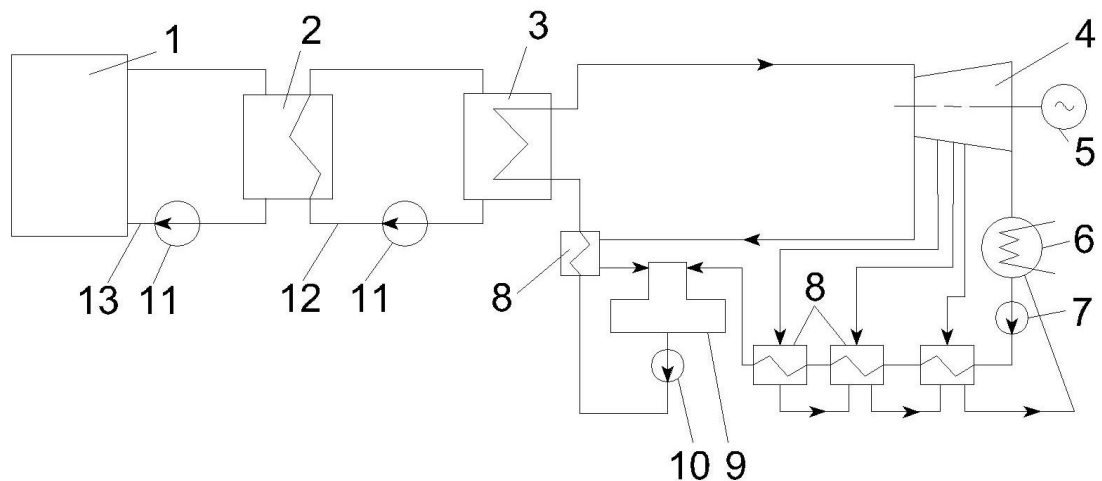


Рис. 1.4. Принципиальная тепловая схема трехконтурной ядерной энергетической установки:

1 – реактор; 2 – промежуточный теплообменник; 3 – парогенератор; 4 – турбина; 5 – электрогенератор; 6 – конденсатор; 7 – конденсатный насос; 8 – регенеративные подогреватели; 9 – деаэрактор; 10 – питательный насос; 11 – электромагнитный циркуляционный насос; 12 – промежуточный контур с нерадиоактивным теплоносителем; 13 – первый контур с радиоактивным теплоносителем

Тепловая энергия пара, расширяющегося в паровой турбине, превращается в механическую энергию вращения турбины, а последняя, в свою очередь, превращается в электрогенераторе 5 в электрическую энергию. Пар, проработав в турбине, конденсируется в конденсаторе 6 за счет отвода тепла технической водой, и конденсат через систему регенеративных подогревателей низкого и высокого давления 8 и дегазатор (деаэратор) 9 поступает в парогенератор (при двух- и трехконтурной схемах) или в реактор (при одноконтурной схеме). По двух-контурной схеме работают также ядерные энергетические установки при использовании в I контуре газовых и органических теплоносителей.

В зависимости от энергии нейтронов, используемых для осуществления цепной ядерной реакции, различают реакторы на тепловых (медленных), промежуточных и быстрых нейтронах (табл. 1.1)

Таблица 1.1 Классификация нейтронов

Нейтроны	Медленные (тепловые)	Промежуточные	Быстрые
Энергия, 10 ⁻¹⁹ Дж	<1,6	1,6-1600	>1600

В настоящее время основой развития ядерной энергетики во всех странах являются реакторы на тепловых нейтронах, хотя будущее атомной энергетики – за реакторами на быстрых нейтронах, так как они позволяют решить проблему горючего. По типу распределения топлива в активной зоне реакторы подразделяют на гомогенные и гетерогенные. В гомогенных реакторах ядерное топливо в активной зоне находится в виде однородной массы (раствора, смеси, суспензии или химического соединения с замедлителем и теплоносителем). В гетерогенных реакторах твердое топливо в виде таблеток помещают в тепловыделяющие элементы (ТВЭЛы), где горючее отделено от замедлителя и теплоносителя оболочкой ТВЭЛа. На всех действующих промышленных АЭС и транспортных ЯЭУ используют только гетерогенные реакторы.

По виду используемого теплоносителя реакторы подразделяются на реакторы с водой под давлением (ВВЭР – водо-водяные энергетические реакторы), кипящие, тяжеловодные, газовые реакторы, реакторы с жидкометаллическими и органическими теплоносителями. По конструктивному оформлению различают реакторы корпусного и канального типов. В реакторах корпусного типа активная зона помещается внутри корпуса, где теплоноситель выполняет одновременно и роль замедлителя. В реакторах канального типа теплоноситель и замедлитель разделены. Теплоноситель омывает ТВЭЛы в отдельных многочисленных технологических каналах. На рис.1.5 изображена полногабаритная ТВС реактора РБМК.

Возможна также классификация реакторов по их назначению; например, реакторы для производства электроэнергии, теплофикационные, для

воспроизводства горючего, исследовательские и др. Приведенная классификация реакторов несколько условна.

В настоящее время наиболее распространёнными типами реакторов являются реакторы с водным теплоносителем корпусного типа с водой под давлением типа ВВЭР и каналные кипящие реакторы с графитовым замедлителем типа РБМК – реактор большой мощности кипящего типа.

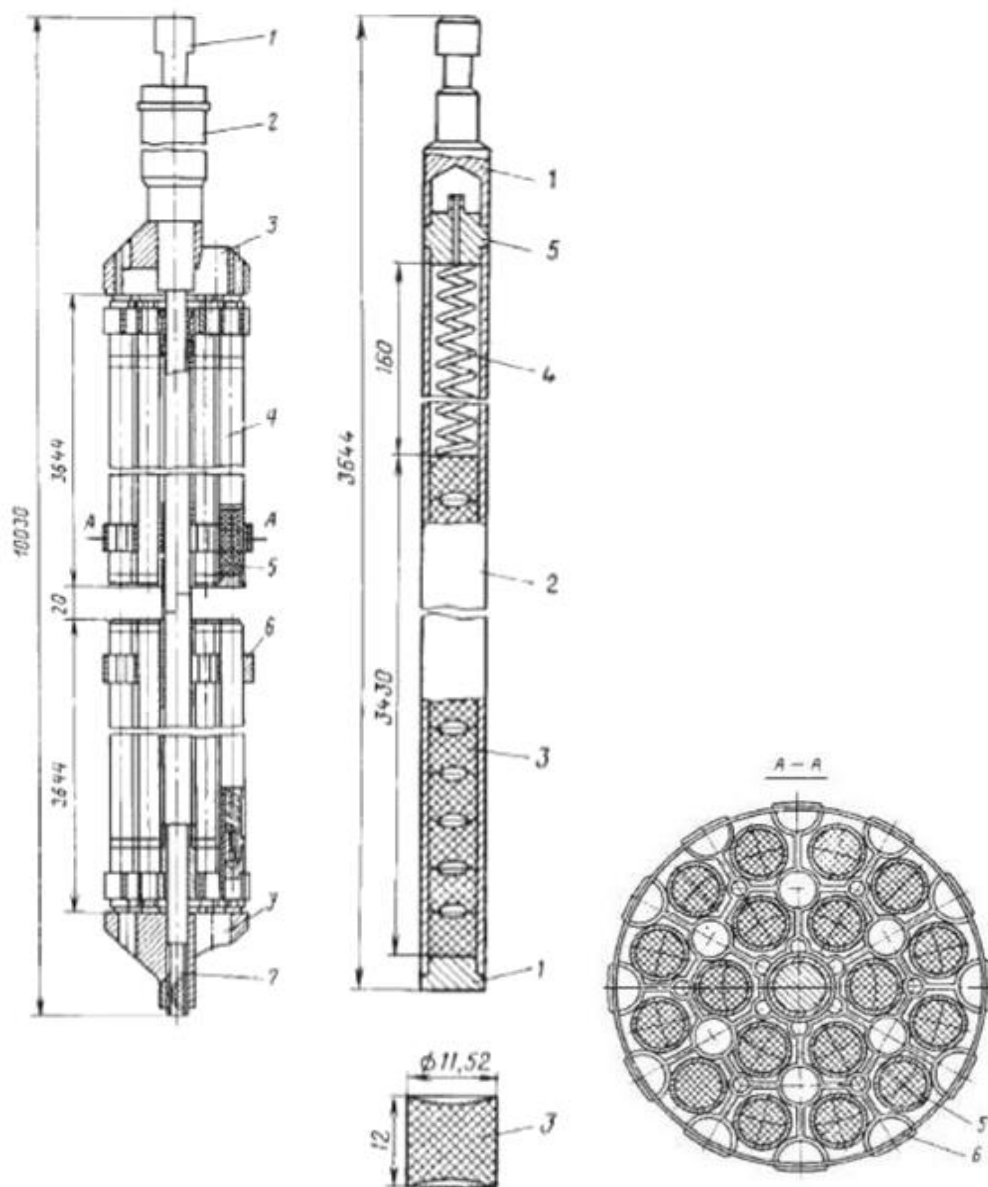


Рис. 1.5. Полногабаритная ТВС реактора РБМК:
 1 – концевая пробка; 2 – защитная пробка; 3 – концевая деталь; 4 – ТВЭЛ; 5 – таблетка; 6 – дистанцирующий элемент; 7 – подвеска

Ядерное топливо в виде стержней (ТВЭЛов), собранных в кассеты (рис. 1.6 и рис.1.7), загружается в активную зону реактора. В реакторах на тепловых нейтронах для поддержания цепной реакции деления необходимо сни-

жение энергии быстрых нейтронов до уровня тепловых, для чего в состав активной зоны вводят замедлитель нейтронов.

В реакторах, работающих на быстрых нейтронах, замедлитель отсутствует.

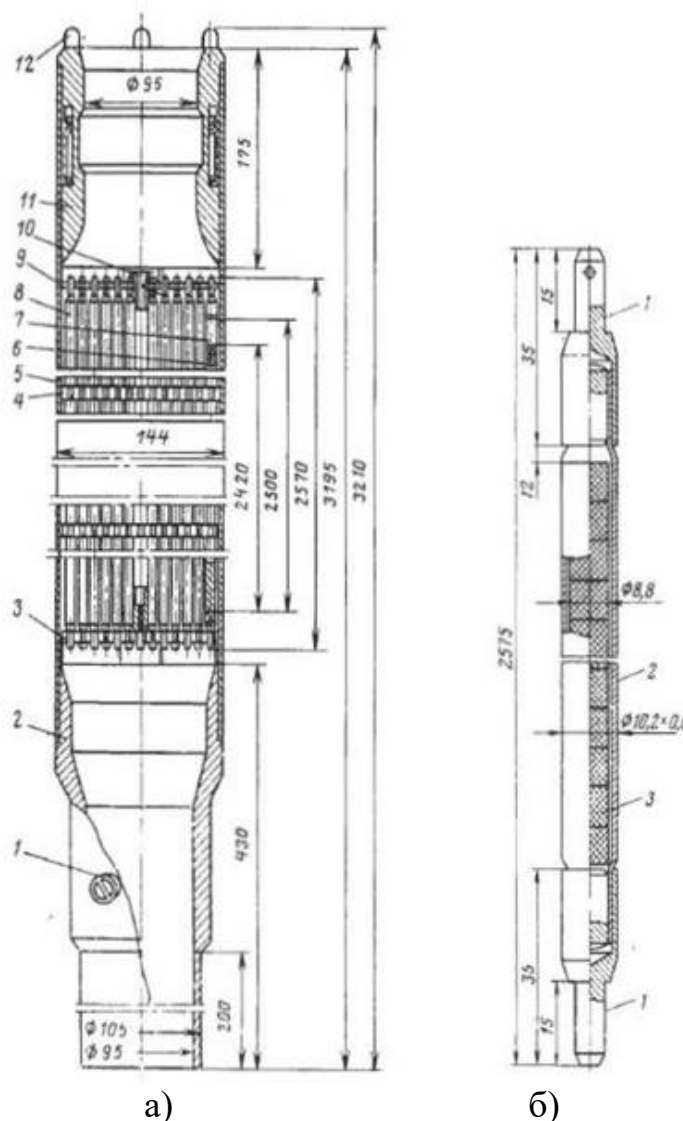


Рис. 1.6. ТВС и ТВЭЛ реактора ВВЭР-440:

а) ТВС реактора 1 – штырь; 2 – хвостовик; 3 и 4 – нижняя и средняя дистанцирующие решетки; 5 – чехол-стенка кассеты; 6 – брикет спеченного диоксида урана; 7 – разрезная пружинная втулка; 8 – стержневой ТВЭЛ; 9 – верхняя дистанцирующая решетка; 10 – центральная трубка; 11 – головка; 12 – пружинные фиксаторы; б) ТВЭЛ реактора ВВЭР-440: 1 – концевая деталь; 2 – оболочка; 3 – сердечник (таблетка U_2O)

В качестве ядерного горючего могут использоваться три радионуклида: ^{235}U , ^{233}U , ^{239}Pu . В природном уране содержится 0,71% ^{235}U , или 7,1 кг на тонну. Остальная часть приходится в основном на ^{238}U . Сырьем для получения делящихся нуклидов ^{233}U и ^{239}Pu служат ^{232}Th и ^{238}U соответственно; ^{233}U и ^{239}Pu называют вторичным ядерным горючим.

Для уменьшения объема активной зоны реактора (и соответственно внешних его размеров) количество делящихся нуклидов (^{236}U , ^{233}U , ^{239}Pu) в

смеси топлива повышают, т. е. используют обогащение топлива. Обогащение топлива резко повышает его стоимость.

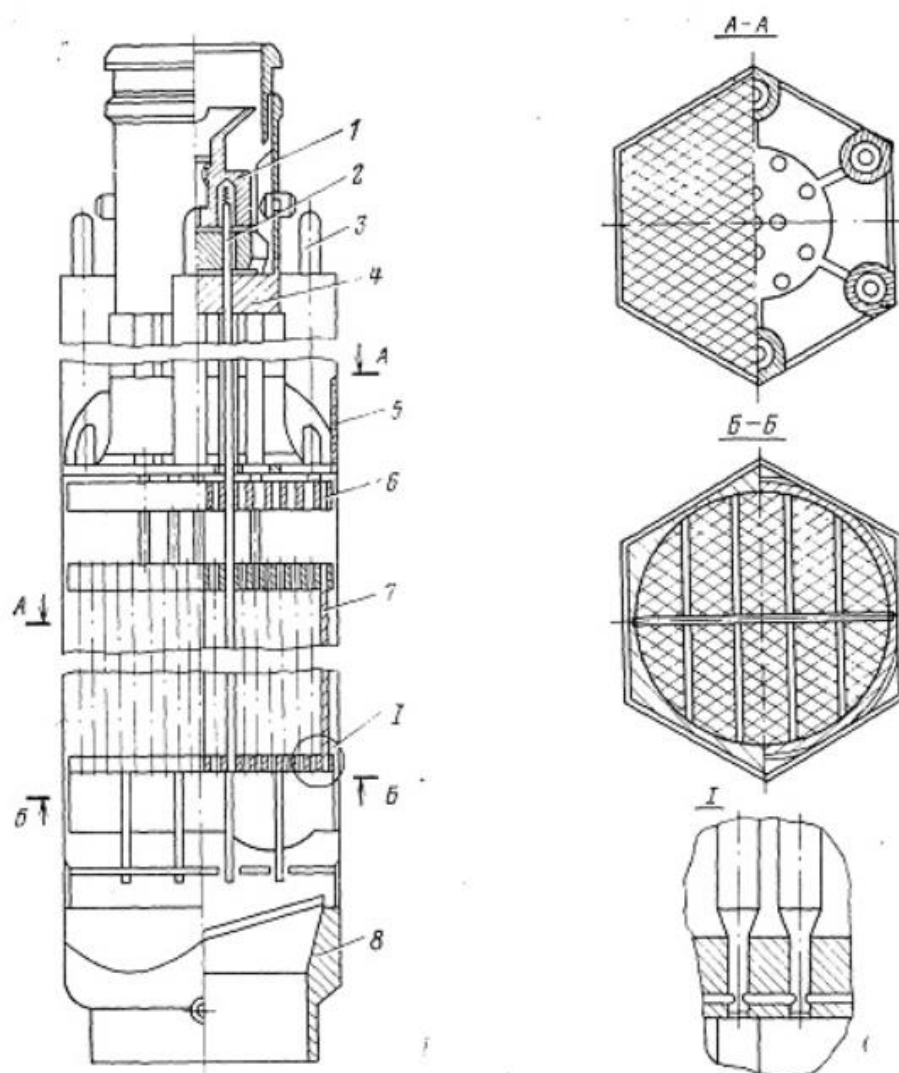


Рис. 1.7. ТВС и ТВЭЛ реактора ВВЭР-1000 (V блок Нововоронежской атомной электростанции (НВАЭС):

1 – траверса регулирующих стержней; 2 – стержни регулирования; 3 – подпружиненные штыри; 4 – головка ТВС; 5 – шестигранный перфорированный чехол; 6 – дистанционирующая решетка; 7 – ТВЭЛ; 8 – хвостовик ТВС

Тепловыделяющие элементы диаметром 6-14 мм komponуют в кассеты. На рис. 1.6 показана кассета с ТВЭЛами цилиндрической формы для реактора типа ВВЭР. ТВЭЛы представляют собой устройства, содержащие твердое ядерное горючее и обеспечивающие при помещении их в активную зону реактора цепную реакцию деления, генерацию тепловой энергии, а при наличии в их составе материалов воспроизводства – накопление нуклидов ^{233}U и ^{239}Pu . В наиболее общем случае ТВЭЛ включает в себя сердечник с ядерным горючим, оболочку, хвостовики и дистанционирующие детали.

В зависимости от вида ядерного горючего различают следующие типы ТВЭЛов: на основе металлического топлива, с керамическим топливом, дисперсные.

По форме ТВЭЛы делятся на цилиндрические, трубчатые, пластинчатые, шарообразные, а также более сложные по конфигурации в виде блоков с отверстиями для прохода теплоносителя, в виде скрученных лент и т.п.

Оболочка ТВЭЛов служит для изоляции ядерного топлива от теплоносителя и предотвращения загрязнения его частицами ядерного горючего и продуктами деления. Хвостовики позволяют герметизировать топливо в оболочке и вместе с дистанционирующими деталями служат, кроме того, для крепления ТВЭЛов во время работы в строго определенном положении.

В реакторах на тепловых нейтронах для замедления нейтронов используют материалы с малой относительной атомной массой. В качестве материала замедлителей служат тяжелая и обычная (легкая) вода, графит, бериллий и окись бериллия, некоторые органические жидкости.

Для уменьшения утечек нейтронов за пределы активной зоны вокруг нее устанавливают отражатель нейтронов. В качестве отражателей используют те же материалы, что и для замедлителей.

Тепло, выделяющееся при делении ядерного горючего, отводят с помощью следующих теплоносителей: обычной воды (с кипением и без кипения в реакторе), тяжелой воды, газов (углекислоты, азота, гелия, водорода и их смесей), жидких металлов (натрия, калия, висмута, свинца, ртути) и органических жидкостей (например, дифенильной смеси).

Регулирование мощности реактора осуществляется изменением вводимого в активную зону количества вещества, поглощающего нейтроны. Эти вещества вводятся в активную зону реактора обычно в виде стержней различного профиля, но могут вводиться и в виде поглощающих добавок в топливо или в состав конструкционных материалов активной зоны. Используется и «мягкое» регулирование. В этом случае поглощающее нейтроны вещество в виде раствора циркулирует либо с теплоносителем, либо в отдельном контуре. Этим веществом могут быть борная кислота, соли кадмия и др. «Мягкое» регулирование для современных реакторов типа ВВЭР обязательно. При этом возникают проблемы радиолиза, коррозии конструкционных материалов, регулирования концентрации поглощающего вещества.

Для быстрого останова реактора используют стержни аварийной защиты. Конструктивное оформление и требования к материалам этих стержней такие же, как к стержням регулирования. В качестве материалов регулирующих стержней и системы аварийной защиты используют материалы, содержащие хорошо поглощающие нейтроны элементы: В, Cd, Hf, In, Ag, Eu, Gd и Sm.

Корпус мощных энергетических реакторов имеет внушительные размеры (диаметр до 4 м и высота до 12 м). Изготовление корпуса, работающего при высоких давлении и температуре теплоносителя, из нержавеющей аустенитных сталей не представляется возможным вследствие их низкой прочности.

Для корпуса реактора используют стали перлитного класса 22К, 15ХНМ, 15Х2НМФА. При выполнении корпуса реактора из перлитной стали для уменьшения выхода продуктов коррозии в теплоноситель, а также для уменьшения возможности наводороживания корпуса, снижающего его пластичность, на его внутренней поверхности делают наплавку из аустенитной нержавеющей стали (например, 10Х18Н10Т). Вместо наплавки повысить коррозионную стойкость материала корпуса можно созданием на его поверхности защитной окисной пленки (например, при обработке ее комплексонами или другими способами).

Корпус реактора работает в жестких условиях: высокие давление и температура теплоносителя, высокий уровень облучения (а значит, отсутствие визуального контроля за материалом корпуса в процессе его эксплуатации), большие скорости теплоносителя, который даже при высокой степени чистоты является коррозионно-агрессивной средой. Для уменьшения воздействия излучения на корпус реактора вокруг активной зоны устанавливают тепловую защиту, которая представляет собой цилиндрическую обечайку из коррозионностойкой стали.

Для изготовления корпуса парогенератора и других сосудов больших диаметров ЯЭУ используют стали 22К, 15ХМ, 16ГНМ, сталь 20.

Количество циркулирующего через активную зону реактора Теплоносителя велико, так как подогрев воды в реакторе невелик (20-35°C). Поэтому циркуляция его по I контуру обычно осуществляется по нескольким петлям (от 2 до 8). Но даже при таком количестве петель диаметры циркуляционных трубопроводов получаются большими (до 850 мм). С целью уменьшить поступление продуктов коррозии в теплоноситель трубопроводы выполняют либо из аустенитных нержавеющих сталей, либо из перлитных сталей с внутренней наплавкой из коррозионностойкой стали. Поверхность нагрева парогенераторов также представляет собой большое количество труб из нержавеющей стали диаметром от 10 до 24 мм. Замена аустенитных сталей на углеродистые в реакторных контурах является одной из проблем атомной энергетики.

Теплообмен в парогенераторе (как и в реакторе) в основном конвективный и осуществляется при небольших перепадах температуры (от 15 до 20°C). Поэтому поверхность нагрева состоит из большого количества труб малого диаметра. Для более компактного расположения их komponуют с малым шагом. Парогенераторы современных мощных ЯЭУ (атомных электростанций) являются уникальными крупногабаритными агрегатами (рис. 1.8) со значительными размерами корпуса (диаметром до 4 м и длиной до 15 м). Парогенератор относится к I и II контурам, поэтому предъявляются повышенные требования к его плотности.

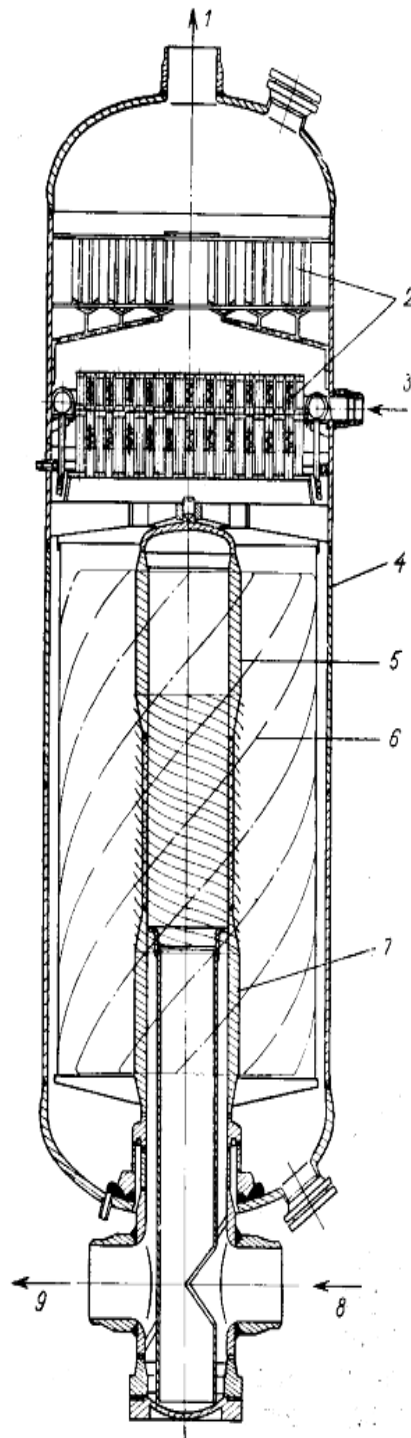


Рис. 1.8. Парогенератор вертикального типа:

1 – выход пара; 2 – сепарационные устройства; 3 – вход питательной воды; 4 – корпус; 5 – верхняя трубная доска; 6 – трубки теплообменной поверхности; 7 – нижняя трубная доска; 8 – вход теплоносителя; 9 – выход теплоносителя

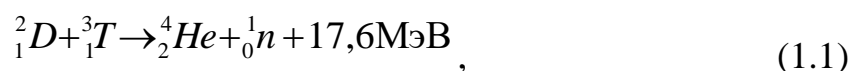
Элементы оборудования II контура выбирают почти такими же, как и на электростанциях на органическом топливе. Паропроводы от конденсатора до парогенератора выполняют из перлитных сталей. Поверхности нагрева конденсатора и регенеративных подогревателей низкого давления (на конденсатном тракте) выполняют из материалов с повышенной коррозионной стойкостью – латуни, коррозионностойкие стали, титан и его сплавы, никелевых сплавов, так как они работают в наиболее коррозионно-агрессивной

среде. Поверхности нагрева подогревателей высокого давления (на питательном тракте) выполняют из аустенитных сталей.

На одноконтурных АЭС в качестве поверхностей нагрева регенеративных подогревателей исключается применение сплавов, содержащих медь, так как медистые отложения в реакторе недопустимы, в последнее время и на двухконтурных АЭС также ограничивается применение медьсодержащих сплавов в тракте питательной воды.

Особенностью ядерных энергетических установок является наличие радиоактивности. Для защиты от нейтронного излучения используют материалы, хорошо замедляющие и поглощающие нейтроны. Для защиты от γ -излучения берут материалы, содержащие тяжелые элементы. Таким образом, для защиты от излучений применяют легкую воду, бетоны с различными добавками (тяжелый бетон, колеманит, портландцемент, бариевый цемент и др.), а также металлы (Pb, Fe и др.).

Все ныне действующие ЯЭУ используют энергию деления ядерного горючего. Возможно также использование энергии, выделяющейся при синтезе легких ядер. Такие установки называются термоядерными. В реакторах этих установок может протекать следующая реакция термоядерного синтеза:



где 2_1D – дейтерий, и 3_1T – тритий – изотопы водорода, при этом освобождаются нейтроны с энергией 14 МэВ и свободная энергия 17,6 МэВ.

Создание термоядерной энергетической установки, использующей реакцию (1.1), весьма затруднительно. Наличие в продуктах этой реакции нейтронов высокой энергии на первом этапе освоения термоядерных реакторов предопределяет симбиоз: синтез плюс деление, т. е. с помощью термоядерных нейтронов будет нарабатываться ${}^{239}\text{Pu}$ из ${}^{238}\text{U}$, являющийся искусственным делящимся изотопом для обычных ядерных реакторов.

Наиболее изученными комбинированными установкам и в настоящее время являются гибридные термоядерные установки типа «токамак».

Термин «токамак» появился еще в 50-х годах прошлого века, когда советские ученые придумали установку в форме бублика, в центре которого магнитное поле удерживает разогретую до огромных температур плазму. Однако до настоящего времени реакторы типа «токамак» реализовано только в качестве экспериментальных и научно-исследовательских реакторов.

Особенности конструкции паровых турбин АЭС. Тепловая энергия пара при его расширении в проточной части турбины превращается в кинетическую энергию потока пара, которая используется для вращения ротора турбины электрогенератора. Параметры пара, поступающего на турбину, находятся в прямой зависимости от параметров теплоносителя, охлаждающего активную зону ядерного реактора. Особенности паровых турбин АЭС с реак-

торами ВВЭР (*PWR*) связаны с их работой на насыщенном паре с относительно малым теплоперепадом, что влечет за собой большие расходы пара, и большая часть ступеней турбины работает на влажном паре. В процессе расширения насыщенного пара в турбине его влажность непрерывно возрастает и достигает значений, при которых возникает эрозионный износ проточной части турбины. В связи с этим термодинамический цикл для АЭС с водным теплоносителем включает промежуточную сепарацию: пар, достигший предельно допустимых значений влажности после головного цилиндра турбины, отводится в специальный сепаратор и осушается в нем при постоянном давлении (температуре).

Турбины влажного пара для АЭС, как правило, имеют один ЦВД, после которого расположен сепаратор – промежуточный перегреватель (СПП), и несколько (от одного до четырех) ЦНД. Турбины влажного пара для АЭС выполняют двух типов: быстроходные и тихоходные.

Первые паровые турбины для АЭС были быстроходными, а затем с увеличением мощности и расхода пара через турбину обе технологии развивались и совершенствовались параллельно. По мере развития атомной энергетики растет и единичная мощность турбоустановок. Когда она достигает значений более 1000-1200 МВт, то по ряду факторов становится целесообразным использование именно тихоходных турбин.

Принципиальное отличие – в количестве оборотов, которое совершает ротор за минуту. Для быстроходной турбины – это 3000 оборотов, для тихоходной – в два раза меньше, 1500. При этом быстроходная турбина так же надежна, хотя имеет большую скорость вращения роторов. На сегодняшний день самыми мощными в мире быстроходными турбинами являются турбины спроектированные конструкторами Ленинградского металлического завода (ЛМЗ). На рис.1.9 представлена конструкция быстроходной паровой турбины 1200 МВт разработки ЛМЗ.

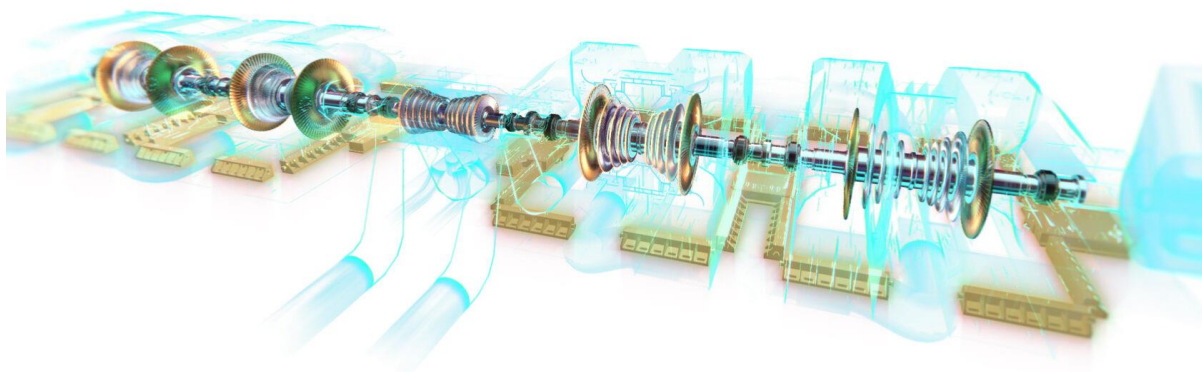


Рис. 1.9. Быстроходная паровая турбина 1200 МВт разработки ЛМЗ.

Каждый проект, в зависимости от условий, строящихся АЭС, может иметь различные конструктивные исполнения. Особенность современных

быстроходных агрегатов производства ЛМЗ – применение лопаток из титанового сплава.

Тихоходная турбина при равной мощности состоит из меньшего количества деталей. Отличаются турбины и массогабаритными характеристиками. Так, поперечные размеры быстроходной (как и высота лопаток) в 1,5-2 раза меньше, чем у тихоходной. Но так как количество цилиндров у быстроходной больше, она длиннее. В целом быстроходная турбина на 20-30% легче тихоходной.

Наружный диаметр ротора быстроходной турбины – около 4 метров, в тихоходной он приближается к 7 метрам. Чтобы было понятнее – это примерно высота двухэтажного дома. А на электростанции турбина устанавливается на фундамент высотой 18 метров. То есть двухэтажный дом нужно поднять и поставить на шестиэтажный. На рис. 1.10 показан ротор тихоходной турбины ЛМЗ.

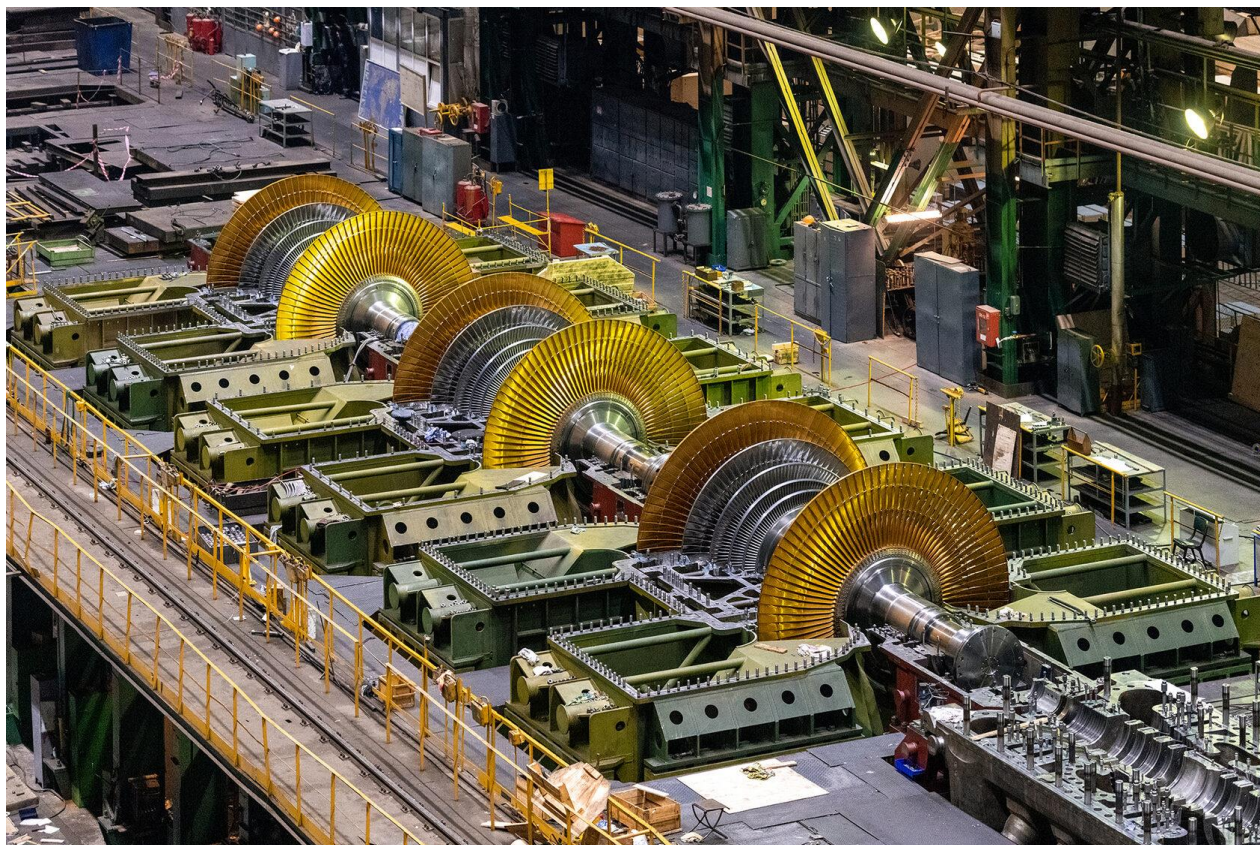


Рис. 1.10. Ротор тихоходной турбины ЛМЗ

В некоторых турбинах тихоходных турбинах влажного пара, производимых ПО «Турбоатом» (ХТЗ) применяется ЦСД, совмещенный с ЦВД (К-500-60/1500), или отдельный (К-1000-60/1500-1). Отличительной особенностью тихоходных турбин К-500-60/1500 и К-1000-60/1500-1 производимых ПО «Турбоатом» (ХТЗ) является также применение боковых конденсаторов. Тепловые испытания турбины К-1000-60/1500-1 на Южноукраинской АЭС

показали высокую экономичность турбоустановок этого типа, превышающую экономичность турбоустановок с нижним расположением конденсаторов и без выделенного ЦСД – К-1000/60/1500-2. Преимущество установок первой модификации заключается также в большей простоте фундамента, меньшей кубатуре машинного зала, т.е. в меньших капитальных затратах.

Типовой ЦВД турбин влажного пара при мощностях более 220 МВт обычно выполняют двухпоточными. Для предотвращения щелевой эрозии некоторые элементы статора – диафрагмы, обоймы, козырьки в местах стыковки между их половинами и опорными поверхностями – имеют наплавки из нержавеющей стали.

В ступенях ЦВД влажнопаровых турбин применяются влагоудаляющие устройства.

Типовой ЦНД конструкции ЛМЗ предназначен для, использования в турбинах перегретого и влажного пара К-1200-240, К-1000-60/3000. Двухпоточный ЦНД имеет двухкорпусную конструкцию. Внутренний сварной корпус несет диафрагмы первых четырех ступеней и устанавливается на опоры наружного корпуса. Стенки внутреннего корпуса образуют три камеры регенеративных отборов пара.

Наружный корпус образуется средней сварной цилиндрической частью и двумя выходными патрубками также сварной конструкции, соединенными между собой вертикальными технологическими фланцами. В нем устанавливается внутренний корпус и отдельно диафрагма пятой ступени. Рабочие лопатки пятой ступени выполняются в зависимости от проектного давления в конденсаторе в двух модификациях: длиной 1200 мм из титанового сплава либо длиной 1000 мм из нержавеющей стали.

По периметру выходных сечений патрубков наружный корпус приваривают к горловинам конденсаторов. Цилиндр имеет выносные опоры, устанавливаемые на фундаментные плиты.

Типовой ЦНД для турбин влажного пара с частотой вращения $n = 25$ с⁻¹ конструкции ПО «Турбоатом» применяется для турбин мощностью 500 - 1000 МВт в двухконтурных схемах АЭС с реакторами типа ВВЭР-1000. Цилиндр имеет однокорпусную конструкцию. Подводящие паропроводы крепятся к двум патрубкам на верхней половине цилиндра. Корпус ЦНД состоит из средней цилиндрической части и двух выходных патрубков, присоединенных к средней части вертикальными фланцами. Корпус имеет горизонтальный разъем.

Выходные патрубки сварные с боковым выходом пара на обе стороны. По периметру выходных сечений патрубки присоединяются через перепускные короба и компенсаторы к боковым конденсаторам.

Выходные патрубки нижней части цилиндра имеют пружинные опоры, частично разгружающие опорные лапы средней части и фундамент, на который опирается средняя часть. Подшипники – выносные, установлены в ступлях, опирающихся на фундаментные плиты.

Ротор ЦНД – сварной, дисковой конструкции. ПО «Турбоатом» разработан ЦНД с семью ступенями и нижним расположением конденсатора. В

варианте с семиступенчатым ЦНД турбина мощностью 1000 МВт выполняется без ЦСД. Рабочие лопатки последних ступеней ЦНД обеих модификаций турбин имеют длину 1450 мм.

В типичных конструкциях многоцилиндровых турбин используется жесткое соединение роторов. Упорный подшипник, фиксирующий положение вала относительно корпусов цилиндров, в турбинах АЭС обычно располагается между ЦВД и ЦНД. Такое расположение упорного подшипника в турбоагрегате позволяет по возможности уменьшить как относительные удлинения роторов и корпусов, прежде всего в наиболее экономичных высокотемпературных ЦВД и ЦСД, так и абсолютные удлинения водопровода, накапливающиеся вдоль цепочки цилиндров в обе стороны турбины от упорного подшипника.

Обычно для мощных многоцилиндровых турбин ТЭС и АЭС применяется последовательное расположение цилиндров «цугом», например: ЦВД + ЦСД + 3 × ЦНД. Для некоторых типов быстроходных турбин АЭС, у которых число ЦНД равно четырем, нашла применение симметричная схема установки цилиндров «бабочкой»: 2 × ЦНД + ЦВД + 2 × ЦНД.

Вес турбины передается на фундамент через систему неподвижно закрепленных на нем фундаментных рам, на которых установлены корпуса подшипников и цилиндров. Система продольных, вертикальных и поперечных шпонок, фиксирующих положение цилиндров и корпусов подшипников по оси в вертикальной и горизонтальных плоскостях, расстояние между подшипниками и цилиндрами, а также положения неподвижных точек («фикспунктов») всего агрегата и упорного подшипника, должна обеспечить при работе турбины заданное при монтаже их взаимное положение и безопасное изменение относительных зазоров между ротором и элементами статора.

Несмотря на то, что в современном паротурбостроении применяется несколько различных конструкций систем связи между цилиндрами и корпусами подшипников ЦВД и ЦСД, среди них принципиально отличаются две системы:

- корпуса подшипников перемещаются в осевом направлении при тепловых расширениях цилиндров, с которыми они жестко связаны;
- корпуса подшипников неподвижно закреплены на фундаментных рамах.

В системах с подвижными корпусами подшипников расстояние между цилиндрами и подшипниками при расширении турбины остается постоянным. В конструкциях с неподвижно установленными подшипниками это расстояние изменяется на значение, соответствующее тепловому расширению цилиндра.

Из систем связи ЦНД также можно отметить две существенно отличающиеся системы:

корпуса подшипников встроены во внешний корпус ЦНД, объединены с ним и имеют общую поверхность опор;

корпуса подшипников не имеют жесткой связи с корпусом ЦНД, их установка на фундаменте независима от установки корпусов цилиндров.

Конструктивные отличия турбоустановок АЭС вызваны термодинамическими особенностями их теплового процесса, связанными с возможностями современного реакторного оборудования. Наиболее существенными являются два фактора: пониженные параметры генерируемого пара, особенно для влажнопаровых турбин АЭС, и большая, близкая к предельным значениям, единичная мощность турбоагрегатов, которые определяют сниженный термический КПД и увеличенные массогабаритные показатели. Удельные расходы пара, определяемые как отношение расхода на единицу мощности, для влажнопаровых турбин АЭС примерно в 1,6-1,8 раза выше, чем для современных турбин ТЭС. При этом растут как габаритные размеры цилиндров, особенно ЦНД, так и их число, размеры трубопроводов, стопорных, регулирующих и отсечных клапанов, вспомогательного оборудования и др. Соответственно увеличиваются их массы, габаритные размеры фундаментов, паровые объемы в проточных частях турбин (от регулирующих клапанов до выхлопа), опасные в отношении разгона роторов. Это, в свою очередь, приводит при прочих идентичных обстоятельствах к уменьшению запасов по статической прочности роторов, корпусов, к усложнению конструкции блоков «ЦНД – конденсатор», компоновки элементов тепловой схемы, что затрудняет динамическую отстройку системы «основание – фундамент – конденсатор».

Пониженные начальные параметры пара неоднозначно сказываются на эксплуатационных возможностях установки. При низком уровне рабочих температур значительно снижается скорость остывания остановленной турбины, что облегчает согласование температур пара и металла при последующем пуске, и практически отсутствует ползучесть материала деталей при работе, что также способствует повышению надежности.

Во влажнопаровой среде турбин АЭС значительно увеличиваются коэффициенты теплоотдачи по сравнению с перегретым паром турбин ТЭС при сохранении и даже некотором росте амплитуды колебаний температуры пара в регулировочном диапазоне нагрузок, интенсифицируются коррозионные и эрозионные процессы, значительно растут потери от влажности.

Для увеличения надежности и экономичности турбоустановок со сниженными начальными параметрами пара применяются меры по уменьшению влажности в проточных частях турбины с помощью развитой системы регенеративных отборов, внутриканальной сепарации, влагоулавливателей и т.д. Кроме того, между ЦВД и ЦНД (ЦСД) устанавливают сепараторы-пароперегреватели, источником перегрева в которых обычно служит свежий пар.

Особую роль при создании турбоустановок для АЭС играют требования повышенной надежности и безопасности оборудования. Это обуславливает разработку специальных мер по обеспечению сейсмостойкости турбин,

широкое применение антикоррозионных и противоэрозионных мероприятий (включая применение специальных материалов и покрытий), а также значительные ограничения на режимы эксплуатации. Последнее в существенной степени определяется специфическими особенностями физических процессов преобразования энергии в реакторах. По этой же причине установки АЭС, работающие в одноконтурных схемах на радиоактивном паре, нуждаются в оборудовании системой биологической защиты, тщательной герметизации парового тракта и применении материалов, стойких к воздействию облучения. Несомненным преимуществом в этом плане являются двух- и многоконтурные тепловые схемы. Наряду с моноблочной структурой, в установках с реакторами большой мощности находят применение дубль- и полиблочные.

В табл. 1.2 приведены конструкционные материалы АЭС и области их применения.

Таблица 1.2 Конструкционные материалы, используемые на АЭС и области их применения

Конструкционный материал	Область применения	Максимальная рабочая температура, °С
Аустенитные нержавеющие стали	Оболочка ТВЭЛов, технологические каналы, трубопроводы первого контура, поверхность парогенераторов, насосы	700
Перлитные низколегированные стали	Паропроводы перегретого пара одноконтурных реакторных установок, парогенераторов и корпуса реакторов	500
Углеродистые стали	Паропроводы насыщенного пара одно и двухконтурных реакторных установок, трубопроводы конденсатно-питательного тракта	350
Бористые нержавеющие стали	Стержни системы управления и защиты	600
Циркониевые сплавы	Оболочки ТВЭЛов, кассеты и технологические каналы реакторов, охлаждаемых водой и жидкими металлами	400
Алюминиевые сплавы	Оболочки ТВЭЛов и технологические каналы водоохлаждаемых реакторов	250
Магнитные сплавы	Оболочки ТВЭЛов, охлаждаемые углекислым газом	400
Титановые сплавы	Поверхность нагрева парогенераторов водоохлаждаемых реакторов	400
Никелевые сплавы	Промежуточные теплообменники реакторов с жидкометаллическими теплоносителями, поверхность нагрева парогенераторов и регенеративных подогревателей	800
Тугоплавкие металлы и их сплавы	Оболочки ТВЭЛов и другие узлы первого контура	1000-1500

Медные сплавы	Поверхности нагрева регенеративных подогревателей, конденсаторов и вспомогательных теплообменников	200
---------------	--	-----

1.2. Условия работы, повреждения и требования, предъявляемые конструкционным материалам оборудования АЭС

1.2.1 Условия работы конструкционных материалов оборудования атомных электрических станций

По сравнению с энергетическими установками, работающими на органическом топливе, условия работы конструкционных материалов в атомных энергетических установках обычно являются более сложными и многофакторными. При выборе конструкционных материалов для ядерных энергетических установок (ЯЭУ) различных типов необходимо принимать во внимание следующие основные условия:

- напряжения от механической нагрузки, которые в первую очередь определяются давлением теплоносителя при заданных геометрических формах и размерах элементов оборудования;
- рабочую температуру;
- число и величину циклических изменений механических нагрузок и теплосмен;
- нейтронное облучение;
- влияние теплоносителя на коррозию и коррозионно-механическую прочность материалов.

Капитальные затраты на сооружение ЯЭУ более высокие по сравнению с затратами на сооружение станции той же мощности, работающей на органическом топливе, что объясняется использованием более дорогостоящих материалов при сооружении первых ЯЭУ. Современная ЯЭУ представляет собой сложное инженерное сооружение. Используемые материалы работают в крайне тяжелых условиях. Атомная энергетика может широко внедряться в народное хозяйство лишь при условии, что она будет конкурентоспособна с электростанциями, работающими на органическом топливе. Для атомной энергетике характерны те же пути развития, что и для обычной тепловой энергетике, – рост единичных мощностей блоков, параметров и мощности основного и вспомогательного оборудования. Создание новых ЯЭУ, отвечающих современным требованиям по мощности, экономичности, надежности, непрерывно предъявляет все новые, повышенные требования к реакторным материалам.

Ядерный перегрев пара потребовал создания материалов, работоспособных в условиях облучения при температуре 510°C. При высокой температуре эксплуатируются материалы в реакторах на быстрых нейтронах с жидкометаллическим теплоносителем, а также в высокотемпературных газоохлаждаемых реакторах. Применение ядерных двигателей в космической

технике, создание термоядерной энергетики потребуют материалов, работоспособных при температуре до 3000°С.

Применяемые материалы должны обеспечить конструкционную прочность элементов ЯЭУ, т. е. быть прочными, пластичными, в ряде случаев способными работать в условиях высоких динамических нагрузок. Материалы должны быть технологичными, легко подвергаться обработке давлением, резанием, прокатке, хорошо свариваться. Механические характеристики материалов не должны изменяться в процессе длительной эксплуатации при высокой температуре и в условиях изменения механических напряжений, действующих на материал, по значению и знаку. Некоторые материалы эксплуатируются в условиях вибрации, поэтому они не должны разрушаться вследствие усталости, в том числе и малоцикловой, и должны обладать высокой циклической прочностью.

Элементы конструкций ЯЭУ, в первую очередь ТВЭЛы, технологические каналы, стержни системы управления и защиты, должны сохранять свою форму. Материалы активной зоны подвергаются интенсивному облучению, которое может существенно повлиять на их свойства. Под действием облучения материалы окручиваются, изменяют свою форму. Поэтому необходимо, чтобы реакторные материалы обладали высокой радиационной стойкостью.

В процессе эксплуатации реакторные материалы соприкасаются с теплоносителем, в котором могут присутствовать коррозионно-агрессивные примеси, да и сами теплоносители, даже высокой степени чистоты, являются коррозионно-активными. Поэтому материалы могут разрушаться вследствие протекания коррозионных процессов, эрозии и кавитации. Выделяющийся в процессе коррозии водород может растворяться в материале и вызывать его охрупчивание. Отсюда вытекает еще одно требование – высокая коррозионная стойкость.

Материал оболочки ТВЭЛов находится в еще более жестких условиях, он в процессе эксплуатации при высокой температуре в течение длительного времени контактирует с ядерным топливом. Взаимодействие между ними может привести к разрушению оболочки ТВЭЛов. Возникает еще одно требование – совместимость. Ядерная энергетика предъявляет особые требования к физическим свойствам материалов. Ядерное горючее должно обеспечивать высокое тепловыделение и выгорание, а также быть радиационно-стойким.

В реакторах на тепловых нейтронах конструкционные материалы должны иметь малое сечение захвата тепловых нейтронов. В противном случае нарушается баланс нейтронов в активной зоне, что может привести к прекращению ядерной реакции. Для осуществления и поддержания цепной ядерной реакции в этом случае необходимо применять более обогащенное топливо, что приводит к его удорожанию. Указанные обстоятельства выдвигают повышенные требования к чистоте материалов активной зоны. Содер-

жание в них примесей с высоким сечением захвата нейтронов должно быть минимальным.

Материалы замедлителя и отражателя должны, кроме того, эффективно замедлять быстрые нейтроны. В системах управления и защиты реактора применяют материалы с большим сечением захвата нейтронов. Желательно, чтобы реакторные материалы слабо активировались в нейтронном потоке. Особенно это относится к материалам активной зоны. Радионуклиды продуктов коррозии откладываются в контуре реактора и существенно затрудняют его обслуживание. Особенно неприятно в этом смысле присутствие радионуклидов с большим периодом полураспада, в частности кобальта. Кобальт в незначительных количествах содержится в никеле, которым легируют сталь.

Особые требования предъявляются к теплофизическим характеристикам материалов. Коэффициент линейного термического расширения должен быть минимальным. Компенсация температурных напряжений, обусловленных термическим расширением материалов, вызывает определенные трудности при конструировании ЯЭУ.

Весьма важной характеристикой реакторных материалов является коэффициент теплопроводности. Низкий коэффициент теплопроводности обуславливает большой перепад температуры по сечению материала. В керамическом ядерном топливе это может привести к плавлению центра сердечника ТВЭЛа. Большой перепад температуры в материале создает также термические напряжения, что угрожает целостности конструкции. Низкая теплопроводность материала резко увеличивает габариты теплообменников

В ряде случаев к реакторным материалам предъявляют требование газоуплотности. Проникновение газообразных осколков деления через оболочку ТВЭЛа повышает активность теплоносителя. Проникновение газообразных осколков через стенку трубопроводов, а также с протечками теплоносителя ухудшает радиационную обстановку и затрудняет обслуживание и эксплуатацию ЯЭУ. Естественно, речь идет о миграции газов не по дефектам сварных соединений, а по сечению основного металла.

Немаловажным обстоятельством является стоимость материалов, используемых для изготовления оборудования АЭС. В ряде случаев это существенно сказывается на себестоимости электроэнергии и конкурентной способности атомной энергетики по сравнению с тепловой энергетикой на органическом топливе. Так, замена нержавеющей аустенитной стали на перлитную в реакторных контурах и конденсатно-питательном тракте одноконтурных АЭС типа РБМК дает экономию в несколько десятков миллионов рублей.

В зависимости от того, для изготовления каких узлов и деталей используют конкретные реакторные материалы, к ним предъявляют тот или иной комплекс требований, рассмотренных ниже.

Детали турбин при работе подвержены силовым, тепловым воздействиям и износу. Ответственные детали турбин: лопатки, ротора и корпуса работают в условиях высоких температур в сочетании с значительными нагрузками, обусловленными центробежными силами инерции и разностями

давлений. Неравномерность распределения температур в деталях вызывает неоднородные температурные деформации и связанные с ними напряжения.

Нагрузки от центробежных сил и разностей давлений называют силовыми воздействиями в отличие от тепловых воздействий, вызываемых температурными разностями. Силовые и тепловые воздействия турбины по признаку их изменения во времени можно подразделить на стационарные (постоянные во времени), медленно меняющиеся и быстро меняющиеся.

Постоянные (не меняющиеся) воздействия вызывают напряжения в деталях при установившейся работе турбины. При умеренных температурах такие напряжения должны быть допустимы по условиям кратковременной прочности. В сочетании с высокими температурами в этих условиях появляется ползучесть и накапливается повреждение материала во времени, что ограничивает время работы детали из-за исчерпания запаса длительной прочности.

При умеренных температурах в условиях коррозионно-активной среды (например, в среде влажного пара, содержащего примеси) в ряде конструктивных элементов наблюдается трещинообразование. Зарождение и развитие трещин может происходить в этих условиях и при постоянных нагрузках. Время эксплуатации детали должно оцениваться с учетом трещиностойкости.

Медленно меняющиеся воздействия характерны для переходных режимов – пуска, нагружения, разгрузки и остановки турбины. Повторные медленно меняющиеся режимы связаны с малоцикловой усталостью. При этом возникают ограничения по допустимому числу пусков турбины, так как при каждом пуске (и при каждом изменении режима) в материале накапливаются повреждения, которые при достаточном числе изменений режима приводят к разрушению детали вследствие проявления малоцикловой усталости.

Чередование стационарных и переходных режимов вызывает накопление повреждений от ползучести и малоцикловой усталости. Взаимодействие повреждений таково, что чем больше число часов работы на стационарном режиме, тем меньше возможное число пусков и наоборот.

Быстроменяющиеся воздействия обусловлены, в основном, двумя причинами: неуравновешенностью и различными технологическими отклонениями в изготовлении и сборке ротора (механические причины) и взаимодействием потока пара или газа с элементами проточной части турбины (аэродинамические причины).

Быстроменяющиеся воздействия вызывают колебания элементов турбины. При определенной интенсивности воздействия возможны повреждения (разрушение) деталей турбины вследствие многоцикловой усталости.

Если в потоке пара или газа присутствуют жидкие или твердые частицы, при столкновении с деталью вызывающие поверхностное ее повреждение, то наблюдается эрозия элементов турбин. Наиболее серьезной проблемой считается эрозия деталей в потоке влажного пара, при которой повреждаются лопатки и другие элементы проточной части паровых турбин.

Загрязнения (примеси в воде, паре, газе) оказывают многостороннее действие на детали турбин: они могут вызывать коррозию различного вида: общую, язвенную, коррозионно-эрозионный износ и др., а также служат причиной коррозионного растрескивания под напряжением и коррозионной усталости.

1.2.2 Основные типы эксплуатационных повреждений металла и причины их возникновения

Во время контроля элементов конструкций АЭС дефекты могут быть выявлены на всех без исключения элементах оборудования, независимо от марки стали, технологии изготовления, места на конструкции и срока эксплуатации.

В табл. 1.3. приведена классификация дефектов металла сплошности сосудов и трубопроводов давления АЭС разработанная на основе системного анализа дефектности на действующих АЭС и максимально охватывает все принципиально возможные типы дефектов, которые могут быть выявлены на стадии эксплуатации.

Таблица 1.3. Классификация дефектов металла оборудования АЭС

Принцип классификации	Цель	Группа дефектов	Примеры
Хронологический	Определение организации, ответственной за появление дефекта	Конструктивные	Неправильный выбор формы элемента конструкции (неправильное конструктивное решение); неправильный выбор основных размеров элементов конструкции; неправильная оценка уровня эксплуатационного воздействия на металл и др.
		Технологические	Отклонение от установленных чертежной документацией размеров элементов конструкций; отклонение от требований ТУ на металл по химическому составу, структуре, механическим свойствам, несплошности и т. д.; дефекты сварки: непровары, брызги металла, утяжки, сварочные трещины; отклонение от требований ТУ и чертежной документации к состоянию поверхности
		Монтажные	Механическое повреждение поверхности металла в процессе транспортировки и монтажа; неправильная сборка элементов конструкций; дефекты сварки на монтажных швах и др.

		Эксплуатационные	Трещины усталости или ползучести, возникшие из-за нарушения температурно-силового режима работы реактора; коррозионные повреждения, возникшие из-за нарушения водного режима; формоизменения элементов конструкций и трубопроводов, превышающие допустимые пределы, обусловленные превышением допустимого уровня давления и температуры и др.
		Ремонтные	Трещины, обусловленные высоким уровнем остаточных сварочных напряжений в месте ремонта или концентрацией напряжений в месте ремонта; дефекты сварки в месте ремонта; неправильное сочленение элементов в месте ремонта и др.
Функциональный	Определение фактора или группы факторов, ответственных за возникновение дефекта	Дефекты от действия только силовой нагрузки	Формоизменение элемента конструкции, превышающее допустимый уровень трещины усталости; трещины ползучести; трещины от действия статической нагрузки; трещины хрупкого разрушения и др.
		Дефекты от действия силовой нагрузки в сочетании с другими факторами	Трещины коррозионного растрескивания; коррозионно-усталостные трещины; хрупкое разрушение в результате радиационного охрупчивания, старения под действием напряжения и температуры; трещины термической усталости и др.
		Дефекты от действия только коррозионной среды	Общая коррозия; изменение химического состава металла и среды; щелевая коррозия; межкристаллитная коррозия; язвы коррозии; пятна коррозии; точечная коррозия (питтинг); коррозионная хрупкость (водородное охрупчивание) и др.
		Дефекты от действия коррозионной среды в сочетании с другими факторами	Фреттинг-коррозия; коррозионная кавитация; дефекты, от действия коррозионной среды, появление которых стимулировалось действием температуры, напряжения или облучения

		Дефекты, основной причиной которых является радиационное воздействие	Распухание; изменение механических свойств (пластичности, прочности, ползучести, длительной прочности и др.); изменение химического состава и физических свойств и др.
		Дефекты, основной причиной которых является тепловое воздействие	Старение при нагреве; изменение структуры; прижоги; окалина; остаточные напряжения и др.
По характерным признакам	Более точное описание дефектов	Дефекты геометрической формы (отклонение диаметра, толщины стенки и т. д. от установленных чертежом размеров)	
		Сварочные дефекты (непровары); несплавления, расположенные на поверхности и по сечению сварного соединения между отдельными валиками и слоями шва, между основным металлом и металлом шва; непровары в вершине (корне) угловых и тавровых сварных соединений, выполненных без разделки кромок поры, сетки трещин, объемные включения (шлаковые и вольфрамовые); наплывы, незаваренные кратеры, свищи, прижоги и др.	
		Дефекты химического состава (отклонение содержания элементов от требований ТУ, обезуглероживание поверхности)	
		Дефекты микроструктуры (отклонение от требований ТУ по размеру зерна, содержанию ферритной фазы и др.)	
		Дефекты механических свойств (отклонение от требований ТУ)	
		Дефекты однородности (неметаллические включения, шлаковые включения, оксиды и т.п., превышающие допустимые размеры; ликвации, неоднородность по размеру зерна и др.)	
		Дефекты сплошности (поры и газовые пузыри, непровары, трещины всех видов, сетки трещин и паукообразные трещины и др.)	

Дефекты, основной причиной которых является радиационное воздействие. В конструкционных материалах атомных реакторов, подверженных реакторным излучениям, под действием главным образом быстрых нейтронов образуются радиационные дефекты, определяемые количеством энергии, поглощенной материалом.

К числу таких радиационных дефектов относятся: вакансии, внедренные атомы, примесные атомы, термические пики, ионизационные эффекты.

Вакансия представляет собой узел решетки, в котором в результате взаимодействия с излучением отсутствует атом. Образуются в твердых телах

при столкновении быстрых нейтронов, осколков деления ядер и других быстрых частиц с атомами решетки.

Внедрившиеся в междоузлия атомы – атомы, сместившиеся из своих устойчивых положений в решетке.

Примесные атомы образуются в результате ядерных реакций, протекающих при захвате нейтронов ядром атома (радиационное легирование). Внедряясь в решетку облучаемого вещества, они могут значительно изменять его свойства.

Термические пики обусловлены колебаниями узлов решетки вдоль пути движения быстрых либо заряженных частиц, выбитых из своего места атомов решетки. В локальных объемах (порядка 10-17 см³) возникают большие перегревы (до 10³ °С).

Ионизационные эффекты наблюдаются, когда ионизирующие излучения, проходя через вещество, вызывают в нем ионизацию, следствием чего является разрыв химических связей, образование радикалов и т.д.

В облучаемых материалах с высокой концентрацией радиационных дефектов облегчаются процессы диффузии (радиационно-стимулированная диффузия), стимулируются и интенсифицируются фазово-структурные превращения, например распад твердых растворов (радиационное старение).

Совокупность изменений структуры материала, вносимых облучением, называют радиационным повреждением. Отрицательное следствие радиационных повреждений – охрупчивание, а также радиационное набухание и радиационная ползучесть, вызывающие изменение формы и размеров.

Одним из интересных эффектов, связанных с тем, что облучаемые металлы и сплавы пересыщены точечными дефектами, является зарождение и развитие объемных скоплений вакансий в виде вакансионных пор. Образование таких полостей в теле кристалла приводит к общему увеличению его объема, то есть к радиационному набуханию. Впервые вакансионное набухание металлов, связанное с порами размером около 10 нм, экспериментально было обнаружено в 1967 году. Причем, как оказалось, набухание, например, сталей, может достигать 6% и более.

Образующиеся в процессе облучения радиационные дефекты вызывают существенное изменение характеристик прочности материала (напряжение сдвига, пределы текучести и прочности, твердости). У железа в результате облучения площадка текучести как бы сглаживается и предел текучести по своей величине приближается к разрушающему напряжению. Пределы текучести никеля и железа увеличиваются с ростом дозы облучения. Именно этот эффект роста предела текучести под действием облучения принято называть радиационным упрочнением.

В результате радиационного упрочнения происходит уменьшение пластичности облучаемых материалов, которое называют радиационным охрупчиванием. При радиационном охрупчивании происходит уменьшение равно-

мерного и общего удлинения, ударной вязкости в области вязкого разрушения и рост критической температуры хрупкости облучаемых материалов.

Радиационная ползучесть сталей проявляется при температуре 300 – 500 °С, когда роль термической ползучести еще пренебрежимо мала. Один из возможных механизмов радиационной ползучести – механизм переползания, т. е. скольжения дислокаций. Установившаяся скорость радиационной ползучести пропорциональна приложенному напряжению и повреждающей дозе.

1.2.3. Общие требования к конструкционным материалам оборудования и трубопроводов АЭС

Материалы для изготовления оборудования и трубопроводов АЭС должны выбираться с учетом требуемых физико-механических характеристик, технологичности, свариваемости и работоспособности в условиях эксплуатации в течение срока службы.

Качество и свойства основных материалов (полуфабрикатов и заготовок) должны удовлетворять требованиям соответствующих стандартов и технических условий и должны быть подтверждены сертификатами заводов-поставщиков. Данные сертификатов должны подтверждать соответствие поставляемых основных материалов требованиям стандартов или технических условий на конкретные полуфабрикаты и заготовки. При неполноте сертификатных данных применение материалов допускается только после проведения предприятием-изготовителем оборудования и трубопроводов необходимых испытаний и исследований, подтверждающих полное соответствие материалов требованиям стандартов или технических условий.

Предприятие-изготовитель оборудования и трубопроводов должно осуществлять входной контроль качества поступающих основных материалов по номенклатуре и в объеме, устанавливаемыми техническими условиями на изделие. Оценка качества материалов проводится в соответствии с требованиями стандартов и технических условий на конкретные полуфабрикаты и заготовки. Методы и объем контроля основных материалов должны определяться на основании стандартов и технических условий конструкторской (проектной) организацией, указываться в конструкторской документации и согласовываться с предприятием-изготовителем (монтажной организацией).

1.2.4. Требования, предъявляемые к материалам активной зоны

Оболочки ТВЭЛов. В наиболее тяжелых условиях в активной зоне ядерного реактора работают оболочки ТВЭЛов. Для меньшего поглощения нейтронов оболочки ТВЭЛов делают минимальной толщины. В процессе работы материал оболочек может подвергаться деформации из-за радиационного повреждения ядерного топлива. Вследствие большого перепада температуры в оболочке возникают термические напряжения. Материал оболочки должен выдерживать термические циклы, а также быть коррозионностойким в теплоносителе и совместимым с топливом при рабочих температурах. Находясь в активной зоне, материал оболочки подвергается действию излу-

чения, что может существенно повлиять на его физико-механические свойства.

В активной зоне реактора размещаются узлы и детали крепления ТВЭЛов, а также технологические каналы, в которых находятся ТВЭЛы. Эти узлы и детали могут испытывать значительные механические нагрузки, гидравлические удары, подвергаться эрозии и коррозии. Тем не менее условия эксплуатации этих узлов и деталей более легкие, чем у оболочек ТВЭЛов. Если какой-либо материал годен для изготовления оболочек ТВЭЛов, то из него можно изготовить и другие конструкционные элементы активной зоны.

Среди разнообразных требований, предъявляемых к материалу оболочек ТВЭЛов, можно выделить главные:

- минимальное сечение захвата нейтронов;
- механическую надежность, постоянство формы и размеров оболочек и тем самым ТВЭЛа в целом;
- высокую теплопроводность, обеспечивающую длительную теплопередачу без чрезмерно высоких термических напряжений в оболочке;
- высокую коррозионную и эрозионную стойкость в теплоносителе;
- совместимость с ядерным топливом.

При определении требований к материалу оболочек ТВЭЛов необходимо учитывать особенности данного реактора. В случае применения в качестве ядерного горючего природного необогащенного урана требование минимального захвата нейтронов становится главным. В случае применения обогащенного топлива в качестве материалов оболочек могут использоваться материалы с более высоким сечением захвата нейтронов, например, коррозионностойкие стали.

Сочетание высокой теплопроводности с требованием надежного охлаждения оболочек ТВЭЛов для всех видов теплоносителей является одним из условий безаварийной и безопасной работы реактора. Высокая теплопроводность материала оболочки и контактных слоев ее с ядерным топливом необходима для снижения разности температуры между теплоносителем, самой оболочкой и топливом. Градиент температуры в оболочке может вызвать термические напряжения, достигающие нескольких МПа.

Для оболочек ТВЭЛов, работающих при температурах 500°C и выше, существенными становятся прочностные характеристики материала. В этом случае материал оболочки должен быть жаропрочным.

В кипящем реакторе на поверхности ТВЭЛов концентрируются примеси, содержащиеся в воде, что увеличивает ее коррозионную агрессивность. Материал оболочек в этом случае должен быть коррозионностойким, особенно по отношению к местным видам коррозии, например язвенной и коррозии под напряжением. Вопрос о коррозионной и эрозионной стойкости оболочки ТВЭЛов в теплоносителе и о ее совместимости с ядерным топливом принадлежит к наиболее сложным и важным проблемам эксплуатации

ядерных реакторов. Коррозионные процессы протекают при высоких температурах, больших скоростях теплоносителя, при наличии больших тепловых потоков и механических напряжений в металле. Изменение свойств металла и состава теплоносителя под действием радиации осложняет эти условия.

Для оценки механической надежности оболочки наиболее важны следующие характеристики материала:

- прочность и пластичность при кратковременных испытаниях;
- длительная прочность и сопротивление ползучести;
- предел усталости при рабочих температурах;
- стабильность размеров оболочки при циклических изменениях температуры.

Необходимо также учитывать изменение этих характеристик под влиянием облучения.

Для получения необходимой информации о свойствах материалов в условиях эксплуатации проводят испытания на образцах-свидетелях, установленных в корпусе реактора.

Безаварийная работа реактора канального типа во многом зависит от надежности работы каналов. Разрушение стенки канала вследствие коррозии, эрозии или кавитации приводит к попаданию теплоносителя в графитовую кладку, что существенно изменяет нейтронный баланс в реакторе и нарушает его нормальную работу. Изменение геометрической формы канала вследствие ползучести материала может привести к заклиниванию канала в графитовой кладке – что затрудняет замену технологических каналов при перегрузках реактора.

Ползучесть сама по себе создает опасность разрушения канала. Материал каналов не должен наводороживаться, ибо это создает опасность хрупкого разрушения. Материал, из которого изготавливают технологические каналы и каналы системы управления и защиты, должен быть прочным, противостоять ползучести, обладать высокой коррозионной и эрозионной стойкостью, не охрупчиваться.

Замедлитель и отражатель нейтронов. Материал замедлителя и отражателя должен содержать минимальное количество примесей, особенно элементов с высоким сечением захвата нейтронов. В реакторах с графитовым замедлителем изменение размеров графитовых блоков и втулок вследствие радиационного роста или усадки затрудняет замену канала. Отсюда вытекает требование высокой радиационной стойкости графита и стойкости к окислению. Весьма важны для физики реактора плотность и чистота графита.

Поглощающие материалы системы управления и защиты (СУЗ). Поглощающие материалы должны иметь высокое сечение поглощения тепловых нейтронов. Для реакторов на тепловых нейтронах используются почти «черные» стержни. Обычно тело считается «черным» для тепловых нейтронов, если поперечное сечение поглощения тепловых нейтронов много больше поперечного сечения рассеяния.

В ряде случаев необходимо поглощать надтепловые нейтроны. Например, гафний считают «черным» вблизи резонансов поглощения, которые у гафния расположены при энергиях 1; 1,2; 2,38 и 7,8 эВ. Подобно гафнию большинство надтепловых поглотителей – резонансного типа. Одним из методов повышения эффективности регулирующего стержня является изготовление его из смеси поглотителей, подобранных таким образом, чтобы резонансные максимумы одного лежали между резонансными максимумами другого. К такому типу поглотителей относятся сплавы Cd, Ag, In и смеси редкоземельных элементов. При поглощении нейтронов в результате протекания ядерных реакций в стержнях выделяется энергия, приводящая к их разогреву. В поглотителях, где протекает реакция (n, α) , практически вся энергия ядерной реакции поглощения выделяется в регулирующем стержне. В поглотителях, где идет реакция (n, γ) , значительная часть энергии вместе с γ -излучением уносится из стержня. В обоих случаях в реакторах ВВЭР с высокой плотностью энерговыделения количество тепла, генерируемого в стержнях, может быть очень высоким. В связи с этим необходимо обеспечить охлаждение стержней. При наличии защитной оболочки на стержне должен быть создан хороший тепловой контакт между материалом поглотителя и оболочкой для надежного отвода тепла через оболочку.

Эффективность стержней в работающем реакторе изменяется в течение кампании. Постепенно за счет протекания ядерных реакций выводится значительное количество ядер поглощающего материала. В ряде случаев эффективность стержней мало изменяется при выгорании поглощающего нуклида. Это происходит в том случае, когда продуктом ядерной реакции в стержне является стабильный и долгоживущий нуклид с большим сечением захвата. К числу таких материалов можно отнести диспрозий и европий.

Материалы СУЗ должны обладать большим сечением поглощения нейтронов и в ряде случаев в широком спектре энергий нейтронов. Материалы должны быть радиационно-стойкими.

Изменение геометрии поглощающих материалов может вывести из строя систему управления и защиты. С экономической точки зрения выгодно применять неохлаждаемые каналы СУЗ. В связи с этим материал поглощающего элемента и его оболочка должны быть жаропрочными и стойкими к коррозии при высокой температуре.

Металлоконструкции канальных реакторов. В канальных реакторах с графитовым замедлителем материалы, из которых изготовлены конструкции, находящиеся в активной зоне, работают при высокой температуре в условиях интенсивного облучения. К этим материалам предъявляются требования жаропрочности и радиационной стойкости.

В реакторах ВВЭР материалы конструкций под действием теплоносителя могут подвергаться коррозионным и эрозионным воздействиям, поэтому эти материалы должны быть коррозионно- и эрозионно-стойкими с малым сечением захвата нейтронов.

Корпус реактора. Корпус реактора и крышка в рабочих условиях подвергаются воздействию механических напряжений вследствие избыточного давления в реакторе, термических нагрузок в стационарных и особенно в нестационарных температурных режимах, вибрационных нагрузок, а на транспортных установках, кроме того, действию ударных нагрузок. Материал корпуса, находясь в условиях всех видов облучения, должен иметь высокую прочность при достаточном уровне пластичности. Облучение корпуса реактора в течение всего периода работы не должно вызывать охрупчивания материала. В связи с этим выдвигается требование высокой радиационной стойкости. Материал корпуса должен иметь хорошую теплопроводность и низкий коэффициент теплового расширения, чтобы не возникали высокие температурные напряжения, а также должен быть стоек к малоцикловой усталости.

Материал корпуса должен быть стойким к коррозии. Загрязнение теплоносителя радиоактивными продуктами коррозии ухудшает радиационную обстановку и усложняет обслуживание и ремонт оборудования. Местная коррозия может привести к возникновению концентраторов напряжений в металле и увеличению вероятности его разрушения. Наводороживание, особенно в сочетании с облучением, может вызвать охрупчивание материала корпуса. Для уменьшения коррозионных процессов материала корпуса на его внутренней поверхности, соприкасающейся с теплоносителем, делается наплавка толщиной 8-12 мм из коррозионностойкого материала. Эта наплавка также уменьшает возможность наводороживания корпуса реактора.

Материал корпуса должен быть технологичным и хорошо свариваться в больших толщинах. Высокий уровень местных напряжений в сварных соединениях требует последующей термической обработки. Термическая обработка корпуса, имеющего значительные габариты, вызывает серьезные трудности.

Следует отметить также, что высокая прочность материала корпуса реактора позволяет снизить его массу и габариты, что в ряде случаев крайне важно.

1.2.5 Требования, предъявляемые к материалам оборудования, находящегося вне активной зоны

К оборудованию, работающему вне активной зоны реактора ВВЭР относятся главные циркуляционные трубопроводы, поверхности нагрева парогенератора, трубопроводная арматура, главные циркуляционные насосы и вспомогательные реакторные системы, оборудование турбоустановки и конденсатно-питательного тракта.

К материалам трубопроводов и паропроводов предъявляют требование высокой прочности и способности противостоять хрупкому разрушению. Материал трубопроводов должен быть коррозионностойким (поверхность их обычно значительна). Продукты коррозии, переходящие в теплоноситель, ухудшают радиационную обстановку и создают опасность образования отложений на поверхности ТВЭЛов. Скорость потока теплоносителя в трубо-

проводах велика – до 10 м/с, но в циркуляционных насосах она еще выше. Материалы, из которых изготовлены узлы насоса, должны быть стойки не только к коррозии, но и к кавитационной эрозии.

Аналогичные требования предъявляют к материалам, идущим на изготовление арматуры.

Детали турбин должны обладать высокой коррозионной и эрозионной стойкостью, вибрационной стойкостью, прочностью и износостойкостью.

1.3. Основные служебные свойства конструкционных материалов оборудования АЭС

Конструкционные материалы, особенно материалы активной зоны, в процессе эксплуатации подвергаются действию высоких механических нагрузок, облучению в области температур до 530°C и выше. Надежная работа ядерных энергетических установок может быть обеспечена лишь в том случае, когда конструкционные материалы обладают высокой прочностью, жаропрочностью, достаточной радиационной стойкостью. Материалы оболочек ТВЭЛов должны быть также совместимы с ядерным горючим.

Для правильного выбора материалов необходимо знать, как изменяются их свойства в процессе эксплуатации ядерных энергетических установок. Решение этой задачи, а также повышение указанных выше характеристик материалов и является одной из основных задач реакторного материаловедения.

Свойства металлов и сплавов существенным образом зависят от дефектов кристаллической решетки. Такие свойства металлов, как способность сопротивляться механическим нагрузкам, радиационная стойкость, совместимость, связаны со свойствами точечных и линейных дефектов кристаллической решетки.

1.3.1 Дефекты кристаллической решетки

Совокупность свойств металлов и сплавов в значительной мере определяется структурой и свойствами кристаллической решетки. Кристаллическая решетка металлов и сплавов характеризуется правильным чередованием в пространстве атомов металла. Атом металла, находящийся в положении равновесия в узле кристаллической решетки, имеет минимальную энергию. Он находится как бы в энергетической яме. Для того чтобы сместить его из положения равновесия, требуется значительное усилие.

В кристаллической решетке реальных металлов и сплавов всегда имеются те или иные дефекты, снижающие прочностные характеристики металлов. Дефекты кристаллического строения подразделяют по геометрическому признаку на точечные, линейные, плоские и объемные. На уровне кристаллической решетки обычно рассматривают точечные, линейные и плоские дефекты, геометрические размеры которых соизмеримы с параметрами решетки в трех, двух или одном направлениях. Объемные дефекты имеют геомет-

рические параметры, многократно превосходящие параметры кристаллической решетки во всех трех измерениях.

Точечные дефекты. Они бывают трех основных видов: вакансии, примеси или дислоцированные атомы (рис.1.11а). Точечные дефекты приводят к ухудшению магнитных свойств металла, электро- и теплопроводности его. Образование точечного дефекта ведет к искажению кристаллической решетки, нарушению ее периодического строения и в конечном счете к изменению структуры металла и его свойств.

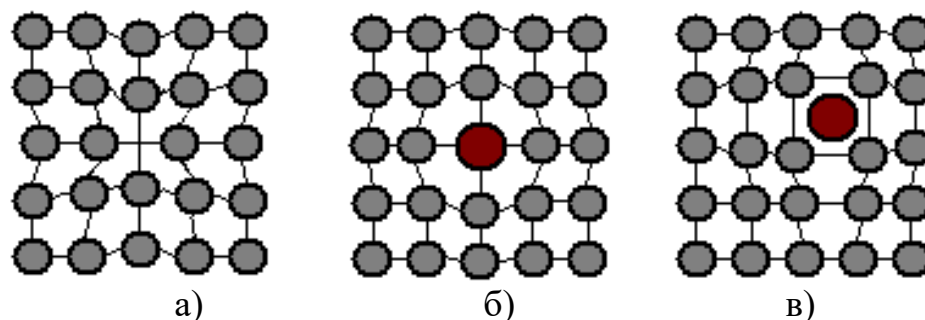


Рис. 1.11. Схемы точечных дефектов в кристаллической решетке: а – вакансии; б – дислоцированный атом; в – примесный атом

Внедренные атомы могут образовывать более сложные конфигурации, чем одиночные межузельные атомы. В частности, стабильной может быть конфигурация из двух межузельных атомов – гантель. Так, вместо атома в центре двух смежных ГЦК-ячеек могут находиться два межузельных атома в направлении $[100]$. Атом в центре грани как бы расщепился на два межузельных атома и образовал гантель.

«Лишний» атом в кристаллической решетке может создавать уплотненную цепочку атомов – краудион (рис. 1.12). В краудионе цепочка из $n + 1$ атомов умещается на отрезке a - b , где в нормальном положении должны были находиться атомы (шесть против пяти, см. рис. 1.12). Краудион может легко перемещаться вдоль своей оси (эстафетное перемещение атомов).

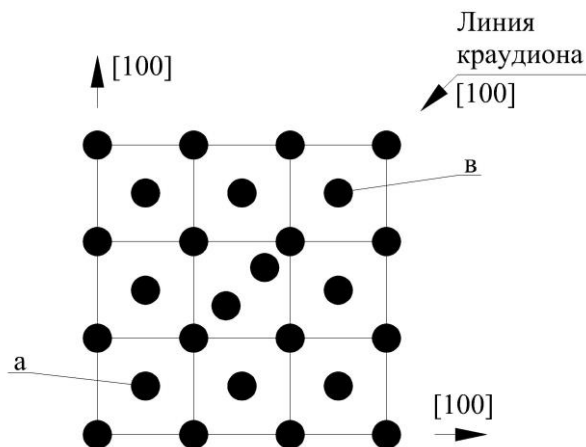


Рис. 1.12. Краудион в ГЦК решетке $[110]$

Линейные дефекты. К линейным дефектам относятся дислокации. Атом, находящийся в ядре дислокации, смещен из своего равновесного положения не более чем на половину межатомного расстояния. Выделяют краевые и винтовые (рис.1.13). Дислокации ухудшают прочность и качество материала.

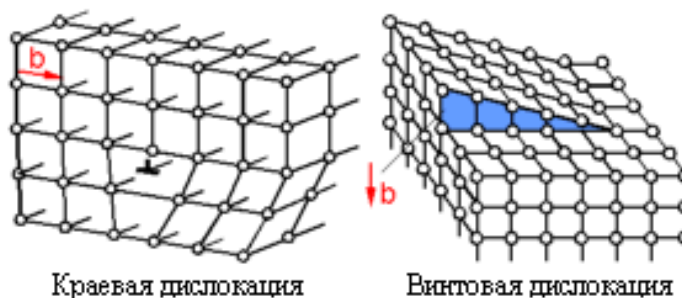


Рис. 1.13. Схема линейных дефектов кристаллической решетки

Поверхностные дефекты. К поверхностным дефектам относят границы зерен и субзерен, точнее поверхности раздела между ними, а также дефекты упаковки атомов (рис.1.14). Влияют на внешний вид и структуру металлов. В настоящее время разработаны методики устранения дефектов и получения чистых кристаллов. Однако совсем искоренить их не удастся, идеальной кристаллической решетки не существует.

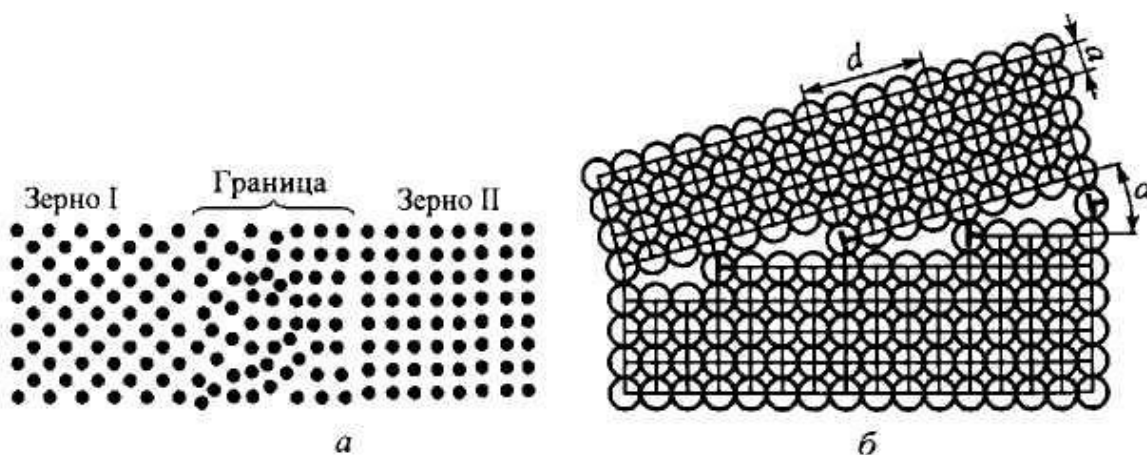


Рисунок 1.14. Схемы поверхностных дефектов: большеугловых (а) и малоугловых (б) границ

На рис.1.15. представлена модель радиационных повреждений, возникающих при соударении высокоэнергетических нейтронов с атомами кристаллической решетки. Соударения вызывают смещения атомов или каскад смещений в решетке в зависимости от количества энергии, передаваемой нейтроном атому металла. Подвергшийся удару нейтроном первый атом, по-

добно биллиардному шару, ударяя по другим атомам, вызывает в решетке дополнительные смещения. В результате развития каскада образуются объемы с высокой концентрацией вакансий, по периферии, окруженные зонами с повышенной плотностью межузельных атомов. Один нейтрон способен создать в алюминии более 6000 вакансий, в бериллии, с большей энергией межатомной связи – более 450 вакансий.

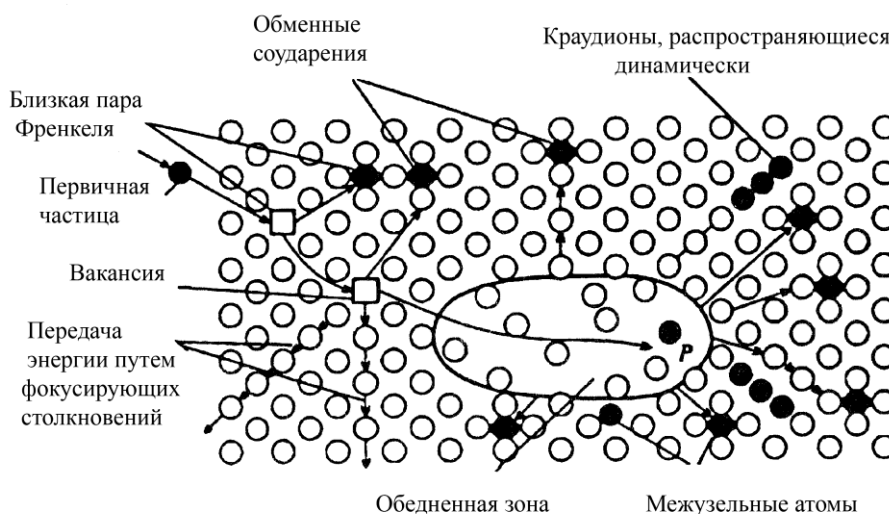


Рис.1.15. Модель радиационных повреждений, возникающих при соударении нейтронов с атомами кристаллической решетки (модель Зеегера)

Помимо смещений большие нейтронные потоки за счет своей энергии возбуждают атомы, усиливают их колебания (это явление Инденбом назвал «радиационной тряской»), что сопровождается локальным повышением температуры. Рост температуры способствует радиационному отжигу, сопровождающемуся аннигиляцией вакансий и межузельных атомов. Высокие температуры и нейтронное облучение могут вызвать в материале ядерные реакции с образованием гелия, что в свою очередь приводит к появлению газовых пузырей по границам зерен.

1.3.2. Совместимость реакторных материалов

Совместимость реакторных материалов характеризует взаимодействие ядерного горючего с оболочкой ТВЭЛа. Ядерное горючее и материал оболочки считают совместимыми при заданных условиях, если в течение длительного времени, находясь в контакте, они не взаимодействуют или скорость взаимодействия их невелика и не приводит к изменению формы или разгерметизации ТВЭЛов.

Совместимость материалов в ряде случаев определяет ресурс работы ТВЭЛов, его максимальную рабочую температуру и является одним из важных критериев при выборе материала оболочки. В результате взаимодействия материалов топлива и оболочки могут образоваться продукты с меньшей или большей плотностью, чем исходные материалы. В первом случае могут измениться размеры ТВЭЛа, во втором – может нарушиться контакт

между топливом и оболочкой. Утонение оболочки в совокупности с напряжениями, возникающими в ТВЭЛах, может привести к разрушению оболочки и вымыванию ядерного горючего в теплоноситель. Основную роль в процессе взаимодействия материалов топлива и оболочки играет процесс диффузии. По скорости диффузии можно судить о долговечности ТВЭЛов.

В твердом теле с идеальной кристаллической решеткой, все узлы которой заполнены атомами, возможно лишь колебательное движение атомов около положения равновесия. Для перемещения атомов из одного узла решетки в другой или в межузлие необходимо хотя бы временное нарушение правильности строения решетки. Можно предполагать, что перемещение атомов происходит путем обмена местами соседних атомов. В момент такого взаимного перемещения кристаллическая решетка должна значительно искажаться, т. е. чтобы пропустить обменивающиеся атомы, соседние атомы должны раздвинуться по крайней мере на два атомных диаметра.

Советскими учеными А. Ф. Иоффе, Я. И. Френкелем было высказано другое предположение о механизме диффузии. Ими было показано, что в реальных кристаллических решетках атом может перейти из узла решетки в межузлие. При этом атом занимает положение, аналогичное положению атомов легирующего элемента в твердом растворе внедрения. В связи с деформацией кристаллической решетки в окрестностях атома, находящегося в межузлии, потенциальный барьер, который он должен преодолеть для перехода в новое межузлие, меньше потенциального барьера, который преодолевает атом при переходе из равновесного положения в межузлие, т. е. атом, находящийся в межузлии, становится более подвижным. При переходе атома в межузлие освобождается место в узле кристаллической решетки, откуда этот атом ушел, – вакансия. Соседний атом с малой затратой энергии может перейти на вакантное место, образовав новую вакансию. Этот процесс можно описать как миграцию вакансий.

Естественно, возможен и процесс рекомбинации. Атом из межузлия встречается с вакансией, и нарушение решетки исчезает. Я.И. Френкелем показано, что каждой температуре соответствует определенная равновесная концентрация нарушений обоих типов (межузельных атомов и вакансий). Чем выше температура, тем больше равновесная концентрация точечных дефектов.

При контакте урана и его сплавов с материалом оболочки ТВЭЛа возможно образование интерметаллических соединений. Вероятность их образования тем больше, чем значительнее разница металлохимических свойств у входящих в него элементов: размеры атомных радиусов металлов, электроотрицательность элементов, валентность и ионизационные потенциалы атомов.

Для улучшения совместимости между оболочкой ТВЭЛа и топливом создают диффузионный барьер, помещая, например, никель между ураном и алюминием. Интерметаллические соединения в системе U-Ni растут значительно медленнее, чем в системе U-Al. Образование на поверхности Al слоя

Al₂O₃ толщиной 20 мкм предотвращает взаимодействие с U до 550°C. Данные о совместимости ряда металлов с ураном приведены в табл. 1.4.

При взаимодействии материала оболочки и топлива могут образоваться соединения с низкой температурой плавления. Так, Fe, Mn, Ni реагируют с U с образованием интерметаллидов и эвтектики с температурой плавления 715-740°C.

При температуре немного ниже эвтектической имеет место медленное взаимодействие. При температуре выше эвтектической (760 – 800°C) скорость взаимодействия столь высока, что Fe, Ni, коррозионностойкая сталь за 21 ч полностью сплавляются с ураном. Вольфрам не растворяется в твердом уране и очень медленно растворяется в жидком. Тантал медленно растворяется в уране при температуре 1300°C. Совместимость тугоплавких металлов с ураном снижается в следующем порядке: W, Ta, Nb, Zr, Ti, Mo.

Таблица 1.4. Совместимость урана с некоторыми металлами

Металл	t, °C	Результаты испытаний продолжительностью 200ч	Металл	t, °C	Результаты испытаний продолжительностью 200ч
Al	300	Несовместимы	Nb	600	Совместим
Be	600	Несовместимы	Нержавеющая сталь	500	Незначительное взаимодействие
Cr	600	Совместим		650	То же
Cu	600	Совместим		700	Сильное взаимодействие
Fe	500	Совместим	Ta	900	Совместим
	600	Несовместим	Tc	700	Совместим
Mo	600	Совместим		900	Несовместим
Ni	500	Совместим		700	Совместим
	600	Несовместим	Zr	800	Несовместим

1.3.3. Радиационная стойкость.

Ядерная энергетика предъявляет повышенные требования к используемым конструкционным материалам, технологии их производства и контролю работоспособности. Конструкционные материалы под действием облучения испытывают структурные превращения, оказывающие отрицательное влияние в первую очередь на механические свойства и коррозионную стойкость.

Радиационная стойкость – способность материала сохранять в определенных допустимых пределах размеры, структуру и свойства при длительном воздействии радиационных излучений.

Из всех видов облучения (нейтроны, α- и β-частицы, γ-излучение) наиболее сильное влияние оказывает нейтронное облучение. Наиболее существенно облучение нейтронами, особенно быстрыми. В результате взаимодействия с нейтронами изменяются структура и механические свойства мате-

риалов. Нейтронное облучение увеличивает разупорядочение структуры, ускоряет процесс распада твердого раствора.

При столкновении нейтронов, обладающих энергией 2 МэВ, с кристаллической решеткой металла время уменьшения энергии нейтрона до 100эВ менее 10-13 с, т. е. энергия торможения передается в первичных столкновениях атомам решетки практически мгновенно. Атом кристаллической решетки, получив при взаимодействии с нейтроном значительную энергию, может быть выбит из узла решетки и перейти в межузлие. При этом образуется вакансия. Пара межузлий атом-вакансия устойчива в том случае, когда смещенный атом удаляется от вакансии на расстояние, превышающее период решетки. Смещенный атом, обладающий повышенной энергией, может, в свою очередь, вызывать смещение других атомов. При этом происходит увеличение числа дефектов. Число смещенных атомов, приходящихся на один первично выбитый атом при облучении металла в реакторе нейтронами с энергией 1 МэВ, составляет для железа 390, для бериллия 440, для графита 900.

Возможен ряд устойчивых конфигураций смещенных атомов, ГЦК-решетке атом может разместиться в межузлии. Можно также представить, что смещенный атом вместе с одним из соседних атомов решетки образует парную комбинацию (гантель), центр которой находится в узле решетки. Возможна комбинация, когда атомы гантели образуют цепочку с атомами, занимающими нормальное положение в решетке. Последний тип дефектов называют краудионом (см. рис. 1.12).

Повреждение кристаллической решетки быстрыми частицами можно рассматривать как результат соударения частиц или как эффект, создаваемый быстрым термическим процессом. Путь быстрой частицы в веществе можно разбить на два этапа. Первый этап (высокоэнергетический) оставляет лишь единичные дефекты – вакансии, атомы смещения. На втором этапе, когда быстрая частица уже потеряла большую часть своей энергии, длина ее пробега между последовательными атомными столкновениями сильно уменьшается, т. е. чаще становятся ее столкновения с атомами решетки. В этом случае преобладает хаотичное движение, вносящее полный беспорядок в систему атомов. Этот беспорядок нельзя интерпретировать как появление в решетке отдельных дефектов, так как сама решетка перестает при этом существовать.

В области, окружающей место остановки быстрой частицы, температура и давление высоки. Вещество в этой области находится в состоянии жидкости или плотного газа. Это состояние вещества называют «атомная плазма». После охлаждения решетка восстанавливается, но атомы занимают при этом новые позиции, происходит их новое размещение. Отсюда и название – пик смещения (клин смещения). Окружающая область пика кристаллическая решетка влияет на ориентировку кристаллизующейся области, в которой первоначальная кристаллическая структура почти полностью восстанавливается. Сохраняются и винтовые дислокации. Образуются дислокационные

петли диаметром 10 -50 нм. Областью пика смещения, где происходит плавление с последующей кристаллизацией, считают цилиндрическую область в конце пути смещенного атома. Диаметр этой области от 2 до 4 атомных расстояний. Содержит она от 4 до 12 атомов решетки на каждое межатомное расстояние вдоль пути.

Если энергия, переданная частицей при облучении металла, недостаточна, чтобы вызвать локальное расплавление металла и дать возможность атомам обмениваться местами, то локальный нагрев может вызвать как бы местную термическую обработку. Такая область называется тепловым пиком (тепловым клином).

В полимерных материалах облучение может вызвать ионизацию, «сшивание». В полупроводниках при облучении может изменяться концентрация носителей.

Возникающие под действием облучения дефекты (вакансии, смещенные атомы) могут перемещаться на значительное расстояние, так как связь между ними ослабевает. При высокой температуре (высокой подвижности) такие дефекты могут свободно блуждать по кристаллической решетке. Блуждающий дефект может встретить полярный ему дефект и рекомбинировать с ним, выйти на границу зерна поликристалла, где может быть адсорбирован, если при этом снижается общий 50 уровень поверхностной энергии границы. С повышением температуры дефект может вновь переместиться в тело зерна. Возможна адсорбция дефектов на дислокациях. Последние всегда присутствуют в отожженных и холоднодеформированных металлах.

Основная часть дефектов, образовавшихся при облучении материалов, вызвана взаимодействием кристаллической решетки с «быстрыми» нейтронами. Однако электроны и γ -кванты также могут вызвать образование дефектов. При облучении электронами энергия отдается атомами малыми порциями, недостаточными для того, чтобы первично выбитый атом мог вызывать дальнейшее смещение. Таким образом, электроны могут создавать лишь одиночные дефекты. Смещение атомов в рассматриваемом случае обусловлено в основном упругими столкновениями с электронами.

Энергия, передаваемая атому «быстрым» электроном (E), оценивается по зависимости:

$$E = 2E_n (E_n + 2m_0 C^2) M C^2, \quad (1.2)$$

где E_n – начальная кинетическая энергия электрона;

m_0 – масса электрона;

M – масса атома;

C – скорость света.

Если энергия γ -кванта 1 МэВ и выше, она передается электрону по механизму комптоновского рассеяния. Комптоновское рассеяние играет основную роль в интервале энергий 0,5-1,0 МэВ для элементов с атомным номером меньше 60, а в интервале от 1 до 5 МэВ оно является главным источни-

ком «быстрых» электронов для всех элементов периодической системы. В случае рассеяния под углом, большим 90° , энергия, передаваемая электрону γ -квантом, имеет значение порядка энергии самого первичного γ -кванта. Комптоновские электроны, обладающие энергией, достаточной для передачи атомам среды энергии выше 25 эВ, производят атомы смещения.

Адсорбция дефектов кристаллической решетки на дислокациях приводит к закреплению последних. Дефекты создают вблизи дислокаций атмосферы Коттрелла и снижают их подвижность.

Энергия, получаемая кристаллической решеткой при облучении. Тепловой импульс может распространяться в твердом теле со скоростью звука или меньше. Таким образом, за время торможения частицы с высокой энергией он может удалиться от места торможения на несколько межатомных расстояний. Следовательно, можно считать, что в области торможения возникает почти точечный тепловой источник мощностью 1-3 МэВ, который создает радиальный поток тепла, повышающий температуру области, непосредственно окружающей место торможения. Так, при торможении осколка с энергией 2 МэВ в уране в течение $0,9 \times 10^{-11}$ с существует область объемом $2,44 \times 10^{-17}$ см³ с радиусом $1,8 \times 10^6$ см, нагретая до температуры свыше 2000°C . В пике смещения кристаллической решетки железа радиусом 0,247 нм расходится 20 кэВ.

При быстром охлаждении в рассматриваемой области кристаллической решетки может появиться неоднородное распределение плотности.

Между наибольшей энергией E (эВ), расходуемой в пике смещения, и относительной атомной массой A существует следующая эмпирическая зависимость:

$$E = 17900 + 563A. \quad (1.3)$$

Отрицательным следствием радиационных повреждений является радиационное упрочнение и охрупчивание, а также радиационное распухание и радиационная ползучесть, которые вызывают изменение формы и размеров облучаемых деталей.

Изменение прочностных характеристик. Изменение структуры металлов под действием облучения отражается на прочностных характеристиках материалов. Предел текучести начинает увеличиваться уже при облучении флюенсом нейтронов 10^{17} см⁻². Для ряда металлов величина предела текучести пропорциональна корню кубическому из флюенса. Изменение предела прочности с дозой облучения подчиняется более сложной зависимости. Предел прочности, например, в случае меди и никеля не зависит от облучения до флюенса 10^{19} см⁻². При больших флюенсах предел прочности имеет ту же зависимость, что и предел текучести.

Различие в зависимостях предела текучести и предела прочности от облучения заключается в том, что при относительно малых дозах действие облучения сводится к упрочнению, а при больших дозах облучения предел

текучести приближается к пределу прочности и запас пластичности снижается. При этом уменьшается и максимальное удлинение до разрыва. Металл становится более хрупким. Так, предел текучести ($\sigma_{T(0,2)}$) углеродистых сталей после облучения флюенсом быстрых нейтронов 10^{20} см^{-2} повышается в 2-3 раза (с 450 до 1100 МПа), а удлинение (δ) падает с 22 до 4%.

В ряде случаев при отсутствии экспериментальных данных изменение механических свойств сталей под действием облучения можно оценить, используя зависимость Гриффитса:

$$\sigma_g = \sqrt{\frac{E\rho}{2L}}; \quad (1.4)$$

где ρ – свободная поверхностная энергия;

E – модуль Юнга;

L – глубина начальной краевой микротрещины.

В табл. 1.5. приведены значения предела порочности стали 20 в зависимости от степени облучения.

Таблица 1.5. Значения предела порочности стали 20 в зависимости от степени облучения

Флюэнс нейтронов, ($E > 1 \text{ МэВ}$), 10^{18} см^{-2}	σ_b , МПа	
	Расчетные данные	Экспериментальные данные
1	500	500
3,16	520	550
10	550	610
100	900	850

Влияние флюенса нейтронов на механические характеристики аустенитной хромоникелевой нержавеющей стали показано в табл. 1.6 и рис. 1.16

Таблица 1.6. Свойства аустенитной коррозионностойкой хромоникелевой стали при комнатной температуре после облучения быстрыми нейтронами

Флюэнс нейтронов, см^{-2}	σ_b , МПа	σ_T , МПа	Удлинение, %	Флюэнс нейтронов, см^{-2}	σ_b , МПа	σ_T , МПа	Удлинение, %
$t = 100^\circ\text{C}$				$t = 300^\circ\text{C}$			
–	675	340	53	–	550	–	40
10^{17}	730	380	48	$3 \cdot 10^{19}$	650		27
$5 \cdot 10^{17}$	720	530	45,5	$6 \cdot 10^{19}$	680		21
$4,3 \cdot 10^{18}$	875	710	37	10^{20}	720		18
$9 \cdot 10^{18}$	780	680	34,5	$3 \cdot 10^{20}$	750		14
10^{20}	880	780	23	$5 \cdot 10^{20}$	770		18

-	-	-	-	$7 \cdot 10^{20}$	790		12
---	---	---	---	-------------------	-----	--	----

Анализ данных приведенных в табл.1.6 показывают, что с возрастанием флюенса нейтронов относительное удлинение сталей резко снижается, а прочностные характеристики увеличиваются.

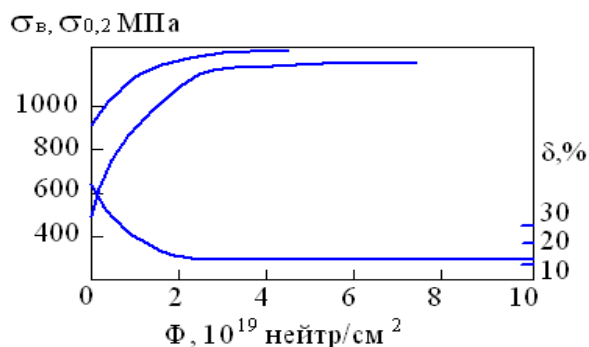


Рис.1.16. Изменение механических свойств при 20 °С аустенитной стали 12Х18Н10Т после низкотемпературного облучения нейтронами: 1 – σ_{τ} ; 2 – $\sigma_{0,2}$; 3 – δ (пластичность стали)

Сталь приобретает максимальное упрочнение при $\Phi = 3 \cdot 10^{19}$ нейтр/см², причем предел текучести ($\sigma_{0,2}$) растет интенсивнее предела прочности (σ_{τ}), что приводит к снижению способности к деформационному упрочнению. Дальнейшее увеличение потока практически не влияет на свойства стали.

Кроме флюенса, на свойства оказывает влияние температура, при которой проходит низкотемпературное облучение. Наиболее резко охрупчивание аустенитных сталей проявляется после облучения в температурном интервале 250-350 °С.

Действие низкотемпературного облучения на свойства напоминает наклеп – холодную пластическую деформацию. Однако, несмотря на такую аналогию, механизмы воздействия радиационного повреждения и наклепа на структуру материала принципиально различны, поскольку радиационное повреждение связано преимущественно с образованием точечных дефектов, тогда как деформационное упрочнение связано в основном с появлением линейных дефектов.

Облучение аустенитной стали при температурах выше 600°С приводит к радиационному охрупчиванию. Это явление характеризуется уменьшением длительной прочности и относительного удлинения: при кратковременных испытаниях образцов на растяжение в области температур выше 600°С. Этот эффект в некоторых материалах необратим, а в некоторых обратим лишь частично. Так, отжиг при температурах 1110 – 1150°С приводит к полному возврату свойств облученных материалов.

Эффект охрупчивания наблюдается и при высокотемпературных испытаниях, предварительно облученных при низкой температуре образцов аустенитной нержавеющей стали. Рассматриваемый эффект иллюстрируется рис. 1.17, на котором представлены данные по длительной прочности, облученной стали 08X18H9T при температуре 600-700°C. Наибольший эффект высокотемпературного охрупчивания наблюдается у стареющих сталей. Так, после облучения флюенсом $(1\div 3)\cdot 10^{20}$ см⁻² длительная прочность у стареющей стали с 18% Cr, 28% Ni, дополнительно легированной вольфрамом при температуре испытания 700°C и времени испытания 1000ч, уменьшилась на 40%, а у стали 08X18H9T только на 15%.

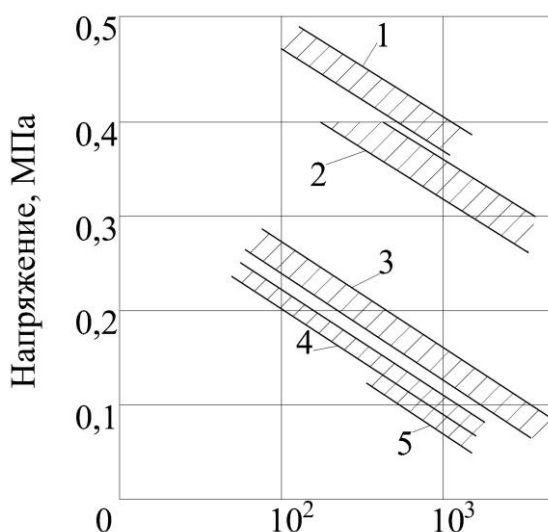


Рис. 1.17. Длительная прочность стали 08X18H9T при различной температуре (флюенс 10^{20} см⁻²):

1 – 600° С, необлученная; 2 – 600° С, облученная при 450° С; 3 – 700°С, необлученная; 4 – 700° С, облученная при 450° С; 5 – 700° С, облученная при 550°С

Облучение нейтронами может повлиять и на свойства поглощающих материалов. Так, в поглощающих материалах, содержащих бор, в результате протекания ядерных реакций накапливается гелий. При высокой температуре давление гелия в микропорах возрастает, что может привести к деформации изделия вследствие газового распухания.

Высокотемпературное облучение (430-490°C) активизирует диффузионные процессы и способствует распаду пересыщенных твердых растворов – старению. Этим объясняется высокотемпературная хрупкость аустенитных хромоникелевых сталей. Активизацией диффузионных процессов также объясняется снижение длительной прочности при облучении. Падение жаропрочности растет с увеличением температуры и интенсивности нейтронного потока.

При высокотемпературном облучении большими нейтронными потоками в аустенитных сталях и сплавах на основе Ni, Ti, Mo, Zr, Вe зарождаются и растут вакансионные поры, а более подвижные межузельные атомы уxo-

дят на дальние стоки (краевые дислокации, границы зерен и др.), что приводит к заметному увеличению объема металла – радиационному набуханию.

Объем аустенитных сталей, облученных при рабочей температуре 450°C, линейно растет с увеличением нейтронного потока. Объем может увеличиться на 20 % и более. Набухание усиливается в результате скопления в микропорах газов, образовавшихся при облучении.

При флюенсе $(2\div 3)\cdot 10^{23}$ см⁻² набухание может достигать 50-70%. Эффект этот связан с образованием скоплений вакансий. Межузельные атомы, образующиеся при взаимодействии нейтронов с энергией более 0,1 МэВ с кристаллической решеткой, закрепляются на дислокационных петлях. Изменение объема стали при 490-510°C следующим образом зависит от флюенса:

$$\lg\left(\frac{\Delta V}{V}, \%\right) = -45 + 2\lg \Phi, \quad (1.5)$$

где Φ – флюенс нейтронов;

Радиационное набухание зависит и от температуры. Так, при флюенсе $7\cdot 10^{22}$ см⁻² (см. табл.1.7)

Таблица 1.7. Значения предела прочности стали 20 в зависимости от степени облучения

t, °C	360	400	425	450	475	500
$\frac{\Delta V}{V}, \%$	2,7	3,0	4,3	6,0	5,0	3,0

Легирование хромоникелевых сталей титаном, молибденом, ниобием снижает их набухание. Высокохромистые ферритные и перлитные стали с меньшей растворимостью водорода характеризуются меньшей склонностью к набуханию.

При температурах 460-560°C холодная деформация до 20% в 2-3 раза снижает набухание. При температуре 580°C положительное действие холодной деформации резко снижается. С увеличением содержания Ni от 10 до 40% при флюенсе $10^{23}\cdot\text{см}^{-2}$ и температуре 620°C отношение $\Delta V/V$ уменьшается от 50 до 1,2%. Дальнейшее увеличение содержания Ni влияет мало. Это дает основание полагать, что межузельные атомы закрепляются на дефектах упаковки. Ширина последних уменьшается с ростом содержания никеля от 10 до 40%.

При облучении аустенитной нержавеющей стали ионами аргона с энергией 70 кэВ и флюенсом $2\cdot 10^{17}$ см⁻² каждый атом в кристаллической решетке испытывает 50 смещений. Часть смещенных атомов связывается дислокациями. В результате образования скопления вакансий возникают поры со средним диаметром 22 нм. В 1 см³ образуется до $3\cdot 10^{16}$ пор. Относительный объ-

ем пор составляет 20-40%. С увеличением содержания Ni в стали до 45% размер пор уменьшается до 10 нм, а пористость до 0,5%. Снижение блистер-эффекта достигается также путем предварительного ионного легирования при создании защитных покрытий.

У сталей ферритного и перлитного класса под действием облучения не только увеличивается предел текучести и снижается удлинение, но и повышается критическая температура хрупкости (температура хладноломкости) и уменьшается ударная вязкость. Для углеродистой стали 20 при $T > 30^{\circ}\text{C}$ ударная вязкость составляет 29 Дж/см². При уменьшении температуры до -30°C ударная вязкость резко снижается до значений порядка 2,9 Дж/см². Температура, при которой начинается резкое снижение ударной вязкости, т.е. наблюдается охрупчивание стали, называется температурой (порогом) хладноломкости. У ферритных и перлитных сталей температура хладноломкости возрастает с увеличением флюенса.

Зависимость температуры хладноломкости стали 20 от флюенса нейтронов можно проследить по следующим данным табл.1.8.

Таблица 1.8 Зависимость температуры хладноломкости стали 20 от флюенса нейтронов

Ф, см ⁻²	0	$2,7 \cdot 10^{18}$	10^{19}	10^{20}
t, °C	-33	25	70	90

В результате облучения флюенсом 10^{20} см⁻² эти стали становятся хладноломкими уже при температуре выше комнатной. Это обстоятельство необходимо принимать во внимание при оценке ресурса корпуса реактора, изготовленного из стали перлитного класса.

Воздействие облучения на полимерные материалы приводит к разрыву полимерных цепочек. Смещение обрывков цепей и свободных радикалов изменяет свойства полимеров и способствует их разрушению.

Примеры изменения свойств некоторых материалов под действием нейтронного облучения приведены в табл. 1.9.

Таблица 1.9. Воздействие нейтронного облучения на различные материалы

Интегральный поток быстрых нейтронов, нейтр/см ²	Материал	Воздействие облучения
$10^{14} - 10^{15}$	Политетрафторэтилен, полиметилметакрилат и целлюлозы	Снижение прочности при растяжении
10^{16}	Каучук	Снижение эластичности
10^{17}	Органические жидкости	Газовыделение
$10^{18} - 10^{19}$	Металлы	Заметный рост предела текучести

	Полистирол	Снижение прочности при растяжении
10 ²⁰	Керамические материалы	Уменьшение теплопроводности, плотности, кристалличности
	Все пластмассы	Непригодны для использования в качестве конструкционного материала
	Углеродистые стали	Значительное снижение пластичности, удвоение предела текучести, повышение температуры перехода от вязкого разрушения к хрупкому
10 ²⁰ - 10 ²¹	Коррозионностойкие стали	Трехкратное увеличение предела текучести
10 ²¹	Алюминиевые сплавы	Снижение пластичности без полного охрупчивания

Радиационная стойкость количественно характеризуется максимальным значением поглощенной дозы (Грей), при которой материал становится непригодным для конкретных условий применения.

Радиационная стойкость конструкционной стали имеет значение около $5 \cdot 10^7$ Гр.

Предварительная радиационно-термическая обработка – облучение и отжиг – позволяет увеличить радиационную стойкость материалов в 10-15 раз.

При исследовании металлов на радиационную стойкость наиболее чувствительным является метод измерения электросопротивления, т.к. их электрическое сопротивление возрастает за счет образования радиационных дефектов.

1.3.4. Жаропрочность

В атомной и тепловой энергетике стали эксплуатируются при высоких температурах. Одним из основных требований, предъявляемых к металлу энергоустановок, является высокая жаропрочность. Жаропрочность – способность металлов и сплавов длительно работать без разрушения под воздействием внешних нагрузок и повышенных температур. Знание характеристик жаропрочности важно при выборе материала, когда металл деталей и конструкций нагревается до температуры выше температуры плавления $T_{пл}$. Чем выше рабочая температура, действующее напряжение и длительность эксплуатации, тем более высокие требования предъявляются к жаропрочности металла.

В процессе эксплуатации металла при высоких температурах ускоряются диффузионные процессы, изменяются исходные микроструктура и механические свойства материалов. При повышении температуры значительно возрастает число вакансий и увеличивается подвижность точечных дефектов.

Диффузия способствует перемещению дислокаций путем их переползания, в результате чего реализуется диффузионный механизм пластической деформации (ползучести). При увеличении времени эксплуатации снижается прочность, полученная при исходной термической обработке, происходит потеря упрочнения, вызванного пластической деформацией, за счет возврата и рекристаллизации.

Для увеличения жаропрочности конструкционных материалов необходимо ограничить подвижность дислокаций и замедлить диффузионные процессы. Это возможно за счет повышения прочности межатомных связей, создания препятствий для перемещения дислокаций внутри зерен и на их границах и увеличения размеров зерен. Чем крупнее зерно, тем меньше протяженность межзеренных границ и слабее межзеренное скольжение и диффузионные перемещения.

В основе явлений, характеризующих жаропрочность, лежат процессы, происходящие при ползучести. Чем медленнее увеличивается деформация, а следовательно меньше скорость ползучести, тем выше будет жаропрочность материала при заданных напряжении и температуре. Для металлов в теплоэнергетике характерна рекристаллизационная ползучесть, которая начинается при температуре, большей температуры рекристаллизации Т_{рек}. Следовательно, чем выше Т_{рек} материала, тем выше его жаропрочность. Поэтому одним из путей повышения жаропрочности является увеличение Т_{рек} за счет использования тугоплавких материалов в качестве основы сплавов или твердых растворов при легировании.

Тугоплавкие материалы повышают не только Т_{рек}, но и прочность межатомных связей, а, следовательно, снижают скорости диффузии и ползучести. При легировании растворенные атомы легирующих элементов повышают сопротивление ползучести за счет упругого взаимодействия с дислокациями и влияния на диффузионные процессы.

На скорость ползучести может сильно влиять термическая обработка, в результате которой происходит упрочнение металла вследствие выделения из пересыщенных твердых растворов упрочняющих фаз. Такие фазы в виде карбидов, нитридов, интерметаллидов создают препятствия и затрудняют пластическую деформацию, что приводит к снижению скорости ползучести.

1.3.5. Жаростойкость

Жаростойкость(окалиностойкость) – способность металлов и сплавов сопротивляться окислению и газовой коррозии при высоких температурах. При низкой жаростойкости происходит преждевременное разрушение поверхностных слоев металлов и сплавов, что вызывает большие проблемы при эксплуатации деталей и конструкций в коррозионных газовых средах.

Железо с кислородом может образовывать оксиды трех видов FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃. До 560 – 600°С окалина состоит преимущественно из плотного слоя оксидов Fe₃O₄, Fe₂O₃, что затрудняет диффузию атомов кислорода и металла. Выше 600°С происходит растрескивание этих оксидов и вместо их защита металла осуществляется лишь рыхлым слоем оксида FeO, что облег-

чает доступ кислорода к поверхности металла. Нагрев при температурах выше 600° приводит к интенсивному окислению сплавов на основе железа.

Жаростойкость зависит от многих внешних и внутренних факторов. На жаростойкость материалов существенное влияние оказывает состояние поверхности металла. Чем более тщательно обработана поверхность (например, шлифовкой и полировкой), тем медленнее идет процесс окисления, так как оксиды распределены равномерно и более прочно сцеплены с поверхностью металла. Образующаяся на поверхности оксидная пленка защищает металл от дальнейшего окисления. Защитные свойства оксидной пленки повышаются, если она плотная, не пропускает ионы кислорода и не отслаивается при механическом воздействии.

Основным фактором, влияющим на жаростойкость, является химический состав металла, определяющий защитные свойства оксидной пленки. В табл. 1.10. приведена сравнительная оценка жаростойкости ряда чистых металлов, определяемая по 5-ти бальной шкале скорости окисления в воздушной среде в интервале рабочих температур. Металлы четвертой группы благодаря плотной оксидной пленке с высокими защитными свойствами при нагреве имеют хорошую жаростойкость. Хром, алюминий наряду с кремнием используют для повышения жаростойкости легированных сталей. Они обладают большим сродством с кислородом чем железо и благоприятным образом изменяют состав и строение окалина. В процессе окисления на поверхности образуются плотные окислы Cr_2O_3 , Al_2O_3 , Si_2O_3 диффузия сквозь которые происходит с трудом.

Чем выше содержание хрома, алюминия или кремния, тем выше окислительная жаростойкость сталей и тем выше рабочая температура.

Таблица 1.10. Жаростойкость металлов на воздухе при рабочих температурах

Балл	Металл	Оценка жаростойкости			Определяющий фактор
		качественная	температурный интервал, °С	Скорость окисления, г/(м ² ·ч)	
1	Mg	Очень плохая	500–600	$10^{-1} - 10^1$	Рыхлая оксидная пленка
2	Nb, Mo, W, Ti, Zr	Плохая	700–800	$10^1 - 10^3$	Разрушение оксидной пленки
3	Cu, Fe, Ni, Co	Удовлетворительная	500–600 700–800	$10^{-3} - 10^{-1}$ 10^{-1}	Высокая дефектность сравнительно плотной оксидной пленки
4	Al, Zn, Sn, Pb, Cr, Be	Хорошая	400–600 700–800	менее 10^{-6} $10^{-4} - 10^{-3}$	Плотная оксидная пленка

5	Ag, Au, Pt	Отличная	–	–	Низкое сродство к кислороду
---	------------	----------	---	---	-----------------------------

Структура жаростойкого материала должна быть однородной и однофазной. Термическая обработка изменяет строение сплавов и, следовательно, их жаростойкость. Отжиг и нормализация приводят к формированию однофазной структуры и способствуют увеличению жаростойкости металла.

Величина зерна практически не влияет на жаростойкость металла. Пластическая деформация снижает жаростойкость, приводит к образованию остаточных напряжений и увеличению их градиента в структуре металла.

1.3.6. Коррозионная стойкость

Коррозионная стойкость – способность металлов и сплавов сопротивляться коррозии.

В зависимости от характера и свойств окружающей среды и условий взаимодействия с ней металла существует два основных вида коррозии – химическая и электрохимическая. Химическая коррозия, как правило, происходит при взаимодействии металла с газовой средой. Электрохимическая коррозия происходит в жидких электролитах. Характерными средами для ее протекания являются влажные атмосфера и почва, вода, водные растворы солей, щелочей и кислоты.

Скорость химической коррозии определяется кинетикой химических реакций. При электрохимической коррозии окисление металла является результатом действия двух взаимосвязанных электрохимических процессов: ионизации атомов металла (анодный процесс) и восстановления окислителя (катодный процесс). Скорость этих процессов зависит от электродного потенциала.

При высокотемпературной эксплуатации оборудования наиболее проблемной является газовая коррозия, развивающаяся при взаимодействии с газовой средой. Этот вид коррозии происходит при температурах, превышающих 550 °С в кислородосодержащих газовых средах, на воздухе, в углекислом газе, сухом водяном паре, чистом кислороде и в топочных газах котельного оборудования.

Главной причиной разрушения поверхности деталей является термодинамическая неустойчивость металла, находящегося в рабочей газовой среде. В связи с этим окислительный компонент среды, отнимая у металла валентные электроны, образует оксид, который обладает высокой стабильностью в данной среде. Сформировавшийся оксид образует на поверхности детали пленку. Защитными свойствами обладают пленки, которые покрывают поверхность металла сплошным слоем. Интенсивность процесса дальнейшего окисления поверхности детали зависит от строения образовавшейся оксидной пленки, главным образом, от степени ее плотности или сплошности. Условием сплошности пленки является отношение молекулярного объема оксида $V_{ок}$ к объему металла $V_{м}$, из которого образовался оксид. Если отно-

шение $2,5 > V_{\text{ок}} / V_{\text{м}} > 1$, то пленка имеет хорошие защитные свойства. При $V_{\text{ок}} / V_{\text{м}} < 1$ образуется рыхлый оксид. Однако, если $V_{\text{ок}} / V_{\text{м}} > 2,5$, то под влиянием возникающих внутренних напряжений пленка растрескивается и скалывается, после чего снова происходит окисление металла. Возникновение внутренних напряжений является следствием большой разницы объемов металла и оксида.

При электрохимической коррозии возникает коррозионный ток и металл, погруженный в электролит, растворяется в результате электрохимического взаимодействия его поверхности с электролитом. При этом на поверхности металла образуются коррозионные микрогальванические элементы типа анод-катод. На аноде происходят ионизация и растворение в электролите атомов металла, а на катоде восстановление окислительного компонента, содержащегося в окружающей металл коррозионной среде (электролите).

В результате перемещения электронов и ионов в электролите возникает коррозионный ток, значение которого характеризует интенсивность электрохимической коррозии. Другими факторами, влияющими на интенсивность этой коррозии, являются температура, давление среды, скорость потока коррозионной жидкости или газа, напряжения в металле, чистота обработки его поверхности и т.п. При увеличении скорости потока и чистоты обработки поверхности металла интенсивность электрохимической коррозии снижается, а с увеличением других перечисленных факторов – повышается.

Для защиты от электрохимической коррозии широко применяют явление пассивации. Пассивность – это состояние повышенной коррозионной устойчивости металлов и сплавов, вызванное преимущественным торможением анодных процессов. Пассивное состояние возникает при образовании тонких прочных и непрерывных пленок, равномерно покрывающих поверхность материала. Переход от активного состояния к пассивному связан с ростом электродного потенциала.

Устойчивость против коррозии повышается при введении в состав сталей хрома (Cr), алюминия (Al) и кремния (Si). Эти элементы образуют непрерывную прочную оксидную пленку и повышают электродный потенциал, т.е. увеличивают электроположительность стали. Алюминий и кремний повышают хрупкость стали, поэтому их применяют реже хрома. Сталь, содержащая 12 – 14% Cr устойчива против коррозии в атмосфере, морской воде, ряде кислот, щелочей и солей. Кроме хрома в состав коррозионно-стойких сталей вводят также другие элементы – чаще никель. С ростом содержания хрома коррозионная стойкость сталей растет

Скорость коррозии характеризуется качественными и количественными показателями. К первым относят: изменение внешнего вида поверхности металла; изменение его микроструктуры и др. Количественными показателями служат: время до появления первого коррозионного очага, число коррозионных очагов за определенный промежуток времени; уменьшение толщины металла, отнесенное к единице времени и т.п.

Коррозионную стойкость металла можно оценить по уменьшению массы детали или ее размеров, изменению физико-механических свойств и другими способами.

Специфическими видами коррозии энергетического оборудования являются: стояночная, язвенная, подшламовая, водородная, термоусталостная, коррозия под напряжением и межкристаллитная коррозия.

Стояночная коррозия является одним из типов электрохимической коррозии. Эта коррозия происходит при останове оборудования. Причиной возникновения стояночной коррозии является воздух, попадающий в трубу, частично заполненную водой. На границе раздела воды и воздуха происходят коррозионные процессы, следствием которых являются язвы. Микроструктура металла практически не изменяется, и остаточная деформация на поврежденных местах не наблюдается. Чаще всего стояночная коррозия происходит в металле законсервированного оборудования, в полости которого проникают вода и воздух. Поэтому для своевременной защиты металла от стояночной коррозии необходимы следующие мероприятия: высушивание оборудования, применение защитных антикоррозионных пленок, создание инертной или восстановительной атмосферы и др.

Язвенная коррозия. Если поражение металла от воздействия коррозии происходит в отдельных точках поверхности металла, то такую коррозию называют язвенной. Язвы являются не только видимыми дефектами, но и концентраторами напряжений. При активном развитии язвенной коррозии, сопровождающейся скоплением язв, в металле могут образовываться трещины.

Подшламовая коррозия. Язвы могут образовываться и развиваться на внутренней поверхности труб под слоем отложений в контакте с пароводяной смесью. Язвы заполняются продуктами коррозии и трудно обнаруживаются. Такой тип коррозии еще называют подшламовой. В пористом слое отложений происходит постоянное повышение концентрации солей, в результате чего образуется коррозионный электролит. Язвы подшламовой коррозии являются опасными дефектами, которые могут привести к образованию трещин.

Термоусталостная коррозия. При воздействии изменяющихся и повторяющихся во времени термических напряжений проявляется термическая усталость. Термические напряжения возникают при наличии перепада температур в сечении металла или по толщине стенки трубы из-за различного теплового расширения нагретых и менее нагретых слоев металла, а также при высоких скоростях нагрева и охлаждения котла.

Термическая усталость в сочетании с коррозией (термоусталостная коррозия) может привести к образованию кольцевых или продольных трещин, а затем и к разрушению. Поверхность разрыва разрушившихся труб от термоусталостной коррозии носит хрупкий характер без заметных следов пластической деформации.

Легированные и жаропрочные стали лучше сопротивляются термоусталостной коррозии, чем углеродистые стали.

Коррозия под напряжением. Распространенным типом электрохимической коррозии является коррозионное растрескивание или коррозия под напряжением. Этот тип коррозии возникает на поверхности деталей, находящихся под нагрузкой или имеющих остаточные напряжения. При наличии коррозионной среды образуются тонкие трещины, проходящие в основном по телу зерен-кристаллитов. В этом случае коррозию называют транскристаллитной. Если трещины проходят по границам зерен-кристаллитов, то коррозию называют межкристаллитной.

Межкристаллитная коррозия является наиболее опасным видом электрохимической коррозии. Она почти незаметна с поверхности и распространяется вглубь металла по границам зерен.

Межкристаллитной коррозии подвержены многие стали, которые в коррозионно-агрессивных средах имеют высокую стойкость к общей коррозии. Из применяемых в теплоэнергетике сталей, межкристаллитной коррозии подвержены хромоникелевые, хромоникельмолибденовые, хромоникельмарганцевые коррозионностойкие стали аустенитного, ферритного, аустенитно-ферритного и аустенитно-мартенситного классов, а также высоколегированные никелевые сплавы.

Основной причиной межкристаллитной коррозии коррозионностойких материалов является нагрев при обработке давлением или сварке, а также длительная эксплуатация оборудования при температурах выше 450C° , что приводит к электрохимической гетерогенности между приграничными участками и объемом зерен.

В результате межкристаллитной коррозии нарушается связь между зернами, металл теряет свою прочность и пластичность, при постукивании по металлу пропадает характерный металлический звук и после приложения нагрузки металл легко разрушается.

Межкристаллитная коррозия обусловлена диффузионными процессами в структуре стали, приводящими к образованию карбидов хрома по границам зерен и одновременным обеднением хромом участков, непосредственно прилегающих к границам зерен. Скорость диффузии зависит от содержания углерода в стали.

Стойкость материала против межкристаллитной коррозии повышают выбором режима термообработки, снижением содержания примесей, легированием элементами, предотвращающими образование нежелательных фаз по границам зерен.

Эффективным средством, подавляющим межкристаллитную коррозию, является максимальное снижение содержания углерода и введением в сталь таких элементов как титан или ниобий, обладающих большим сродством с углеродом, чем хром.

Фреттинг-коррозия – коррозионное разрушение на границе раздела двух тел, контактирующих друг с другом. Эти поверхности, находясь под воздействием коррозионной среды, двигаются (скользят) относительно друг

друга, т.е. фреттинг-коррозия – коррозия при трении. Чаще всего скольжение имеет колебательный характер, а объекты испытывают дополнительную достаточно большую нагрузку.

Фреттинг-коррозия может наблюдаться при контакте двух металлических материалов, либо же металла и неметалла (резины, пластмассы, которые могут служить прокладочным материалом). Этому виду коррозии подвергаются: прижатые друг другу детали, на которые воздействуют колебательные, вращательные, вибрационные напряжения. К ним можно отнести болтовые, шпоночные, заклепочные, шлицевые соединения, контактирующие части подшипников, оболочки ТВЭЛов и многое другое. Фреттинг-коррозия ТВЭЛов в местах контакта с дистанцирующими и нижней опорной решетками является одной из причин снижающей надежность топлива. Фреттинг-коррозия возникает вследствие вибрации ТВЭЛов, возбуждаемой потоком теплоносителя, либо совместного действия потока и частиц металла.

Фреттинг является механическим износом металла при движениях небольшой амплитуды. Совмещение механического износа и воздействия коррозионно-активной среды и дает нам фреттинг-коррозию. Под воздействием окружающей коррозионной среды на поверхности металла образуется оксидная пленка (продукты коррозии). При трении эта пленка механически разрушается. Так как при фреттинг-коррозии взаимодействующие поверхности не разъединяются, то разрушенные продукты коррозии так и остаются между ними (в некоторых случаях вытесняются), в дальнейшем материалы истираются быстрее, а фреттинг-коррозия протекает интенсивнее. Разрушение защитной пленки может быть причиной дальнейшего протекания коррозии, обусловленной работой концентрационного элемента, или же вызвать контактную коррозию. Превращение поверхности металла в оксид приводит к неисправностям, забиванию системы продуктами коррозии, заеданию и сбою работы механизма.

При протекании фреттинг-коррозии поверхность металла обесцвечивается, а при воздействии колебательных напряжений на ней образуются язвы, в которых в дальнейшем зарождаются усталостные трещины. Скорость фреттинг-коррозии зависит от природы используемых металлов (материалов), температуры, состава коррозионной среды и действующих нагрузок.

Во время трения происходит нагрев металла, что дополнительно усиливает фреттинг-коррозию, особенно в условиях отсутствия на поверхности смазки.

Фреттинг-коррозия протекает не по электрохимическому механизму. Важнейшим фактором является приложенная нагрузка, в результате которой происходит усиленное питтингообразование на контактирующих поверхностях. При колебательном скольжении (трении) образовавшиеся окислы не могут быть удалены с контактирующей поверхности. Это приводит к увеличению напряжения между контактирующими деталями, и фреттинг-коррозия в местах скопления окислов проходит намного интенсивнее.

1.3.7. Эрозионная стойкость

В основе эрозии лежит разрушение поверхностного слоя металла под воздействием, ударяющихся в него твердых частиц, капель или потока жидкости, а также потока пара. Если эрозия происходит в воде или влажном паре, то проявляется сложный коррозионно-эрозионный процесс, так как при ударе потока или капелек влаги разрушается оксидная пленка.

Эрозионному износу в той или иной степени подвержены конструкционные материалы турбин, парогенераторов, теплообменников, запорной и регулирующей арматуры, насосов и другого оборудования.

Эрозионный износ возможен на наружной и внутренней поверхностях труб и оборудования. При эрозионном процессе поверхность металла становится рельефной, в результате чего утонение стенок труб неравномерно. Утонение стенок может привести к потере прочности и разрушению трубы. Разрушение под воздействием эрозии носит хрупкий характер и не вызывает микроструктурных изменений в металле.

В общем случае эрозионный износ может происходить от воздействия пароводяной среды и твердых частиц топлива.

При работе оборудования АЭС наблюдается в основном два вида эрозионного износа: капельная и кавитационная эрозия.

Капельная эрозия – это разрушение поверхности металла оборудования под действием потока влажного пара. Наиболее интенсивно изнашиваются от этой эрозии рабочие и направляющие лопатки последних ступеней паровых турбин. Основными мероприятиями, применяемыми на АЭС и ТЭС, повышающими стойкость материалов к капельной эрозии, являются:

- правильный выбор начальных параметров пара, обеспечивающих умеренную влагу в конце процесса расширения пара;

- применение внутриканальной сепарации (измельчения частиц влаги);
- выполнение противоэрозионной защиты лопаток (стеллитовые наплавки);

- выполнение лопаток из титановых сплавов.

Кавитационная эрозия – разрушение потоком воды. Кавитация – это процесс образования и быстрого исчезновения пузырьков паров жидкости вследствие локального изменения давления в потоках жидкости. При исчезновении пузырьков поверхность испытывает локальный гидравлический удар. Вначале удары вызывают локальную пластическую деформацию металла, а затем под воздействием многократных ударов возникают очаги усталостного разрушения и отслаивание поверхностного слоя.

Кавитационной эрозии наиболее часто подвержены детали питательных насосов высокого и сверхкритического давления, регулирующая и запорная арматура питательного пароводяного тракта.

1.3.8. Конструкционная прочность материалов и ее критерии

Конструкционная прочность – комплекс прочностных свойств, которые находятся в наибольшей корреляции со служебными свойствами данного элемента оборудования, обеспечивают длительную и надежную работу материала в условиях эксплуатации.

На конструкционную прочность влияют следующие факторы:
конструкционные особенности детали (форма и размеры);
механизмы различных видов разрушения детали;
состояние материала в поверхностном слое детали;
процессы, происходящие в поверхностном слое детали, приводящие к отказам при работе.

Необходимым условием создания качественных конструкций при экономном использовании материала является учет дополнительных критериев, влияющих на конструкционную прочность. Этими критериями являются надежность и долговечность.

Надежность – свойство изделий, выполнять заданные функции, сохраняя эксплуатационные показатели в заданных пределах в течение требуемого времени или сопротивление материала хрупкому разрушению. Критериями, определяющими надежность, являются температурные пороги хладноломкости, сопротивление распространению трещин, ударная вязкость, характеристики пластичности, живучесть.

Долговечность – способность детали сохранять работоспособность до определенного состояния. Долговечность определяется усталостью металла, процессами износа, коррозии и другими, которые вызывают постепенное разрушение и не влекут аварийных последствий, то есть условиями работы. Критериями, определяющими долговечность, являются усталостная прочность, износостойкость, сопротивление коррозии, контактная прочность.

1.4. Классификация и маркировка сталей

1.4.1 Общие сведения о сталях

Сталь – сплав железа с углеродом и другими элементами при содержании углерода не более 2,14 %.

Стали классифицируют по назначению, микроструктуре, химическому составу, способу выплавки.

По назначению стали делят на три основные группы:
конструкционные;
стали с особыми свойствами;
инструментальные.

Для энергетического оборудования используют в основном стали первых двух групп. Конструкционные стали применяют для изготовления деталей оборудования и трубопроводов для работы при нормальной или невысоких температурах (не выше 450 °С) и в агрессивных средах. Конструкционные стали делятся на качественные, высококачественные – в конце марки ставится буква А и особовысококачественные – две буквы А.

Так, сталь марки 30ХГС – качественная, 30ХГСА – высококачественная, 15Х2НМФАА – особовысококачественная.

Стали с особыми свойствами предназначены для работы в каких-либо специальных условиях, например, при повышенных температурах, в агрессивных средах и пр.

По микроструктуре стали подразделяют на классы: перлитный – основная структура перлит; мартенситный – основная структура мартенсит; мартенситно-ферритный – в структуре кроме мартенсита содержится не менее 10 % феррита; ферритный – основная структура феррит; аустенитно-мартенситный – количество аустенита и мартенсита в структуре может меняться в широких пределах; аустенитно-ферритный – кроме аустенита содержится и феррит (феррита более 10 %); аустенитный – основная структура аустенит.

По способу производства (выплавке) стали делят на мартеновские, бессемеровские (конвертерные) и электростали.

Около 70% углеродистых сталей выплавляют в мартеновских печах. Широкое применение мартеновского процесса объясняется возможностью переработки не только чугуна, но и металлического лома, а также отходов производства. В мартеновская сталь отличается высоким качеством, в ней практически полностью удаляются вредные примеси.

Бессемеровская сталь получается в бессемеровском конвертере из жидкого чугуна при продувке через него воздуха. Бессемеровская сталь отличается невысоким качеством. Она насыщена газами (особенно азотом), загрязнена примесями, недостаточно очищена от серы и фосфора. Поэтому этот способ изживает себя и ему на смену приходит кислородно-конвертерный способ. Он отличается от бессемеровского тем, что вместо воздуха для продувки используется технически чистый кислород. Получаемая сталь называется кислородно-конвертерной, по качеству она равноценна мартеновской стали и значительно превосходит бессемеровскую. Положительные особенностями кислородно-конвертерной стали являются: однородность химического состава, низкое содержание азота, серы и фосфора, высокие механические свойства при комнатной и минусовых температурах. В кислородных конвертерах можно получать стали всех марок, выплавляемых в мартеновских печах.

Электросталь, выплавляемая в электрических печах, по качеству превосходит все другие виды стали. Производство стали в электропечах позволяет наиболее полно удалить из нее серу и фосфор, а также кислород. В электропечах выплавляют преимущественно легированные стали. Однако этот способ производства стали очень дорогостоящий.

По химическому составу стали подразделяют на углеродистые и легированные.

1.4.2. Углеродистые стали

Углеродистые стали являются основным металлическим конструкционным материалом, доля которых составляет порядка 90% всего объема производимых сталей. Углеродистые стали широко применяются в теплоэнергетике для изготовления малонагруженных несущих элементов конструкций, трубопроводов, сосудов и т.п. Основные причины столь широкого применения углеродистых сталей: удовлетворительное сочетание прочности и пластичности, хорошие технологические свойства, сравнительно низкая стоимость.

Железо и углерод являются основными компонентами углеродистых сталей. Содержание железа в этих сталях составляет порядка 98- 99,5%, а содержание углерода – менее 2%.

Углерод даже при небольшом изменении его содержания в стали сильно влияет на ее свойства, поэтому эти стали и получили название углеродистых сталей.

Кроме железа и углерода в углеродистых сталях присутствуют вредные примеси (сера, фосфор, кислород, азот, водород и др.), наличие и количество которых обусловлено способом выплавки стали. В состав углеродистых сталей также могут входить случайные примеси (никель, медь, хром и др.), содержащиеся в исходных шихтовых материалах. Вместе с тем в этих сталях присутствуют и специально вводимые примеси (марганец, кремний, алюминий и др.), которые предназначены для раскисления сталей, т.е для освобождения от лишнего кислорода.

Содержание основных элементов и влияние их на структуру и свойства углеродистых сталей.

Углерод – элемент в основном определяющий свойства углеродистых сталей. С увеличением углерода возрастает временное сопротивление, предел текучести и твердость стали, снижаются пластические показатели и ударная вязкость.

Марганец – вводят в любую сталь для раскисления, т.е. для устранения вредных включений закиси железа. Марганец повышает прочность стали и сильно увеличивает прокаливаемость. Содержание марганца в углеродистой стали отдельных марок может достигать 0,8%.

Кремний – подобно марганцу является раскислителем, но действует более эффективно. В спокойной углеродистой стали содержится от 0,12 до 0,4% кремния, что заметно повышает твердость и прочность стали.

Сера – вредная примесь. Содержание серы не должно превышать 0,05%, так как она сильно ухудшает свариваемость и коррозионную стойкость стали.

Фосфор – вредная примесь. Наличие фосфора в стали резко снижает ее пластичность стали и вызывает хладноломкость. Допускается не более 0,04%.

Кислород, азот, водород – также являются вредными примесями, которые приводят к повышению хрупкости стали, снижают ее пластичность и ударную вязкость.

Углеродистые стали классифицируют по содержанию углерода, способу раскисления, назначению и качеству.

По содержанию углерода стали подразделяют на:

- низкоуглеродистые (менее 0,3%);
- среднеуглеродистые (от 0,3 до 0,7%);
- высокоуглеродистые (свыше 0,7%).

Большое влияние на свойства сталей оказывает способ раскисления, в зависимости от полноты которого стали классифицируют на спокойные, полуспокойные и кипящие. Современные способы производства стали завершаются получением жидкого металла. При любом способе производства к концу процесса в стали значительное количество кислорода содержится в виде гемioxида железа. Этот кислород необходимо удалить, иначе пластичность стали будет невысокой, и сталь нельзя будет обрабатывать прокаткой, ковкой или прессованием.

Спокойная сталь раскислена наиболее хорошо – марганцем, кремнием и алюминием. Затвердевание ее происходит спокойно, без выделения газов. Слиток спокойной стали затвердевает с образованием усадочной раковины, которую отрезают. Однако выход годного при таком способе раскисления всего 85-90%. Алюминий не только раскисляет сталь, но и способствует измельчению зерна. Мелкозернистая сталь при невысоких температурах (до 450°C) обладает более высоким пределом текучести (σ_t), лучшими пластическими свойствами и ударной вязкостью.

Кипящая сталь раскислена не полностью – только марганцем. Слиток кипящей стали затвердевает без усадочной раковины, поэтому выход годного 95–100%. Кипящие стали дешевле спокойных, однако по качеству они им уступают. Они обладают повышенной газонасыщенностью. Кипящей выплавляют только малоуглеродистую сталь, содержащую до 0,25% углерода.

Сталь, занимающая по степени раскисления промежуточное положение между спокойной и кипящей, называется полуспокойной. Она раскислена марганцем и алюминием, ее можно выплавлять с содержанием углерода до 0,40-0,45%. Выход годного этой стали составляет 90-95%. Она может заменить как кипящую, так и спокойную сталь. Для изготовления элементов теплоэнергетического оборудования допускается применение только спокойных или полуспокойных сталей.

По назначению углеродистые стали подразделяют на конструкционные и инструментальные.

По качеству стали классифицируют на стали:

- обыкновенного качества;
- качественные;

– высококачественные.

Качество стали зависит от металлургического процесса ее производства; оно определяется содержанием в стали газов кислорода, водорода, азота и вредных примесей (серы и фосфора). Чем меньше содержание вредных примесей, чем уже пределы изменения механических свойств и содержания химических элементов, тем выше качество стали

Углеродистая сталь обыкновенного качества. Углеродистая сталь обыкновенного качества поставляется по ГОСТ 380-2005 и изготавливается в электропечах, мартеновских печах или конвертерах. Из углеродистой стали изготавливается сортовой прокат: швеллеры, уголки, балки, лист, трубы, проволока и т.п.

В котлостроении низкоуглеродистая сталь, поставляемая по ГОСТ 380, применяется для элементов котлов, не нагруженных внутренним давлением, а также в виде листа и проката элементов котлов и трубопроводов, работающих при относительно низких температурах и давлениях.

Углеродистую сталь обыкновенного качества (ГОСТ 380-2005) изготавливают следующих марок: Ст0, Ст1кп, Ст1пс, Ст2кп, Ст2пс, Ст2сп, Ст3кп, Ст3пс, Ст3сп, Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст4кп, Ст4пс, Ст4сп, Ст5пс, Ст5сп, Ст5Гпс, Ст6пс, Ст6сп.

Буквы «Ст» обозначают сталь, цифры – условный номер марки в зависимости от химического состава стали (с увеличением номера возрастает содержание углерода в стали). Кроме того, стандарт предусматривает изготовление сталей с повышенным содержанием марганца (0,8 - 1,1%). Такие стали имеют марки Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст5Гпс. В конце марки стоят буквы «кп», «пс», «сп», которые указывают на способ раскисления: «кп» – кипящая; «пс» – полуспокойная; «сп» – спокойная.

С повышением условного номера марки стали возрастает предел прочности, предел текучести и снижается пластичность. Повышение содержания углерода в стали ухудшает свариваемость, поэтому при создании строительных конструкций из сталей Ст5 и Ст6 сварку не применяют.

Кипящие стали (Ст1кп, Ст2кп, Ст3кп), содержащие повышенное количество кислорода, имеют порог хладноломкости на 30 – 40 °С выше, чем спокойные стали (Ст1сп, Ст2сп, Ст3сп и др.). Поэтому для ответственных сварных конструкций, а также для конструкций, работающих при низких температурах, применяют спокойные стали.

Если в сертификате на изделие не указан способ раскисления, то его можно косвенно определить по содержанию кремния (Si):

- до 0,07% – кипящая;
- от 0,07 до 0,17% – полуспокойная;
- от 0,17 до 0,37% – спокойная.

Качественная углеродистая сталь. Для изготовления более ответственных деталей котлов и трубопроводов применяется качественные углеродистые стали общего назначения, изготавливаемые по ГОСТ 1050-2013. К ним предъявляются более жесткие требования по содержанию вредных примесей

по сравнению со сталями обыкновенного качества. Сталь поставляемая по ГОСТ 1050-2013, изготавливается в основных конвертерах с продувкой кислородом сверху, в мартеновских и электрических печах.

В соответствии с ГОСТ 1050-2013 в обозначениях качественной углеродистой стали не пишутся буквы Ст, а в начале марки приводятся цифры, указывающие содержание углерода в сотых долях процента, и далее могут следовать буквы «кп» и «пс». Если эти буквы отсутствуют, то это означает, что сталь является спокойной. Марки стали углеродистой качественной: 05кп, 08кп, 08пс, 08, 10кп, 10пс, 10, 11кп, 15кп, 15пс, 15, 18кп, 20кп, 20пс, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 50А, 55, 58, 60.

Также в соответствии с ГОСТ 1050-2013 изготавливаются качественные углеродистые стали с повышенным содержанием марганца (Mn) и в маркировку дополнительно вводится буква «Г». Марки стали углеродистой качественной с повышенным содержанием марганца: 15Г, 20Г, 25Г, 30Г, 35Г, 40Г, 45Г, 50Г, 10Г2, 30Г2, 35Г2, 40Г2, 45Г2, 50Г2.

Качественная углеродистая сталь для ответственных элементов оборудования и трубопроводов, работающих под давлением, изготавливается по ГОСТ 5520-2017, имеет аналогичные обозначения и отличаются только добавлением после цифры буквы К, например, 20К.

По содержанию углерода качественные углеродистые стали подразделяются на: низкоуглеродистые, среднеуглеродистые и высокоуглеродистые конструкционные. В сварных конструкциях применяются только низкоуглеродистые стали.

Качественные углеродистые стали широко используются в машиностроении и приборостроении. Например, стали марок 05кп, 08кп, 10кп обладают высокой пластичностью в холодном состоянии и хорошо штампуются. Из этих сталей изготавливают детали сложной формы: крышки, трубки и т.п. Стали марок 15, 20, 25 в нормализованном состоянии применяются для изготовления патрубков, штуцеров, болтов, фланцев, трубчатых пучков, теплообменных аппаратов и корпусов других элементов оборудования. Стали 35, 45 имеют более высокую прочность, а после термического улучшения у них появляется хороший запас пластичности. Из них изготавливают валы и другие детали, воспринимающие циклические нагрузки, а также детали крепежа.

Углеродистые инструментальные стали маркируются следующим образом: первая буква «У» обозначает слово «углеродистая», а далее идут цифры, которые указывают содержание углерода в десятых долях процента (а не в сотых, как у качественных). При повышенном содержании марганца (0,35-0,58) ставится буква Г. Если сталь высококачественная в маркировку добавляется буква «А». Низкое содержание вредных примесей в высококачественных сталях дополнительно удорожает и усложняет их производство. Поэтому обычно высококачественными сталями бывают не углеродистые, а легированные стали.

1.4.3. Легированные стали

Легирование – это процесс введение в сталь химических элементов в заданных концентрациях в целях изменения ее строения и свойств.

Леглирующими элементами называют химические элементы, специально вводимые в сталь для изменения ее строения и свойств. Соответственно, стали содержащие леглирующие элементы их называют легированными сталями. При этом если содержание кремния превышает 0,4% или марганца 0,8%, то они также относятся к леглирующим элементам.

Концентрация некоторых леглирующих элементов может быть очень мала. В количестве до 0,1% вводят Nb и Ti, а содержание бора обычно не превышает 0,005%.

Легирование производят с целью изменения механических (прочности, пластичности, вязкости), физических (электропроводности, магнитных характеристик, радиационной стойкости) и химических (коррозионной стойкости в разных средах) свойств.

Необходимый комплекс свойств обычно обеспечивается не только легированием, но и термической обработкой, позволяющей получать наиболее оптимальную структуру металла. Применение леглирующих элементов существенно влияет на себестоимость сталей. Легированные стали дороже углеродистых, и поэтому применять их без термообработки неэкономично.

Основными леглирующими элементами являются Cr, Ni, Mn, Si, W, Mo, V, Al, Cu, Ti, Nb, Zr, B.

Чаще всего легируют не одним, а несколькими элементами, например, Cr и Ni, получая хромоникелевую сталь, Cr и Mn – хромомарганцевую, Cr и Mo – хроммолибденовую, Cr, Ni, Mo, V – хромоникельмолибденванадиевую.

Леглирующие элементы, вступая во взаимодействие с железом и углеродом, могут участвовать в образовании различных фаз в легированных сталях:

- легированного феррита – твердого раствора леглирующего железа в Fe_{α} ;
- легированного аустенита – твердого раствора леглирующего железа в Fe_{γ} ;
- легированного цементита – твердого раствора леглирующего железа в цементите или при увеличении содержания леглирующего элемента сверх определенного предела – специальных карбидов.

К числу аустенитообразующих элементов относятся Ni, Mn, Co, Mo, Cu, S, Nb. При содержании этих леглирующих элементов выше определенного количества сталь в интервале температур от комнатной до перехода в жидкое состояние имеет структуру легированного аустенита. Такие стали называют – аустенитными.

Стали легированные ферритообразующими элементами (Cr, Si, Mo, V, Ti, W, Nb, Zr) в большом количестве – ферритные стали.

При комбинированном легировании – аустенитно-ферритные стали.

Влияние леглирующих элементов на структуру и свойства легированных сталей.

Молибден (Mo) – эффективно повышает прочность стали при высоких температурах и вводится в стали обычно совместно с хромом, который повышает стойкость карбидов, препятствуя графитизации стали в процессе длительной эксплуатации. Молибден вводят в состав некоторых аустенитных сталей для повышения коррозионной стойкости. Окалиностойкость молибден не повышает. Содержание молибдена в пределах от 0,15% до 1,2%.

Хром (Cr) вводится в низколегированные стали для повышения устойчивости карбидов и для улучшения окалиностойкости. Хром недорог и недефицитен (от 0,5% до 2,5%).

Никель (Ni) – дорогой и дефицитный легирующий элемент вводится в аустенитные жаропрочные стали в количестве не менее 9% для получения аустенитной структуры. Вместе с никелем вводится хром. Никель повышает коррозионную стойкость аустенитных сталей. В перлитную сталь идущую на изготовление барабанов, вводится никель в количестве около 1% для повышения предела текучести и улучшению сопротивления хрупкому разрушению.

Ванадий (W) способствует повышению прочности в условиях длительной эксплуатации при высоких температурах. Ванадий измельчает зерно стали и образует очень устойчивые карбиды. Присадка ванадия в количестве 0,2-0,4%

Алюминий (Al) в конструкционных сталях применяют как раскислитель; уменьшает склонность к росту зерна аустенита; в высоколегированных сталях и сплавах используют для увеличения жаростойкости (окалиностойкость).

Кремний (Si) в количестве 0,4 % остается в стали после раскисления (технологическая примесь), при большем содержании – легирующий элемент; повышает прочностные и снижает пластические свойства, увеличивает жаростойкость (окалиностойкость) стали.

Марганец (Mn) в количестве до 0,8 % остается в стали после раскисления и уменьшения вредного влияния серы (технологическая примесь), при большем содержании – легирующий элемент; способствует стабилизации аустенитной структуры, увеличивает прочность и прокаливаемость стали; снижение пластичности стали наблюдается при содержании марганца более 1,5 %. В высоколегированных жаропрочных сталях марганец применяют для частичной замены дефицитного никеля.

Введение в стали совместно кремния и марганца повышают хладостойкость сталей, кремнемарганцовистые стали часто называют хладостойкими.

Бор (B) вводится в сталь в небольшом количестве (0,002-0,005%) для повышения прочности при высоких температурах. Присадка бора улучшает свариваемость сталей.

Титан и ниобий (Ni, Nb) в малоуглеродистых сталях снижают склонность к охрупчиванию из-за образования мартенсита, так как связывают с уг-

леродом труднорастворимые карбиды, тем самым, понижая содержание углерода в аустените.

Вольфрам (V) вводится в аустенитные стали для повышения жаропрочности. Он дорог и дефицитен.

Медь (Cu) в количестве 0,15-0,25 % повышает сопротивление стали атмосферной коррозии; при содержании 1,5-2 % несколько повышает твердость и прочность отожженной стали.

Классификация легированных сталей. Легированные стали классифицируют по нескольким признакам: по химическому составу, содержанию легирующих элементов, структуре и назначению.

По химическому составу в зависимости от общего количества легирующих элементов стали подразделяют на никелевые, хромистые, хромоникелевые, хромомолибденовые, кремнемарганцовистые, хроммолибденванадиевые и т.д.

В зависимости от содержания легирующих элементов легированные стали делятся на три группы:

- низколегированные (менее 2,5%);
- среднелегированные (от 2,5 до 10%);
- высоколегированные (более 10%).

Классификация по микроструктуре несколько условна. Характерные для конкретного класса структуры получаются в результате различных режимов термической обработки: ферритные, перлитные, мартенситные и аустенитные.

Стали ферритного класса содержат мало углерода, свыше 13% хрома или более 2,5% кремния, применяются как коррозионностойкие или инструментальные.

Стали перлитного класса наиболее распространены. Структура сталей этого класса после нормализации или отжига состоит из феррита и перлита или перлита и карбидов. Такие стали содержат мало легирующих примесей. Все они относятся к низко- и среднелегированным сталям, обладают хорошей обрабатываемостью режущим инструментом. Многие стали перлитного класса, содержащие 0,15-0,20% углерода, хорошо свариваются.

Стали мартенситного класса закаляются на мартенсит при охлаждении на воздухе и относятся в основном к среднелегированным сталям. Эта сталь обычно легирована большим количеством различных элементов (хром, никель и др.). Массовая доля углерода в этих сталях повышенная. Стали наиболее широко применяются для изготовления пружин, крепежа.

Стали аустенитного легированы большим количеством (до 30%) легирующих элементов (никель, хром, марганец и др.). Содержание углерода колеблется в широких пределах. Их применяют для изготовления поверхностей теплообмена парогенераторов, регенеративных подогревателей, пароперегревателей котлов, паропроводов, арматуры на сверхвысокие и сверхкритические параметры пара, а также для плакировки корпусов реакторов ВВЭР.

По назначению легированные стали могут быть разделены на три основных класса:

- конструкционные;
- инструментальные;
- стали с особыми свойствами.

Каждый из этих классов подразделяется на подклассы более узкого назначения.

Маркировка легированных сталей. Для маркировки легированных сталей принята буквенно-цифровая система. Каждый легирующий элемент обозначается прописной русской буквой: марганец – Г, кремний – С, хром – Х, никель – Н, молибден – М, вольфрам – В, ванадий – Ф, титан – Т, алюминий – Ю, мель – Д, ниобий – Б, кобальт – К, бор – Р, фосфор – П, цирконий – Ц.

Легирующий элемент обычно обозначают первой буквой его названия, но это не всегда соблюдается. Например, молибден, марганец и медь начинаются на букву М. Поэтому молибден обозначается буквой М, а два остальных буквами, входящими в их название: медь – Д, марганец – Г.

Цифры, стоящие за буквами примерное содержание легирующих элементов в %. Если менее 1%, то цифра не ставится. При содержании от 1% до 2% ставится цифра 1.

Двузначное число в начале марки – среднее содержание углерода в сотых долях %. При содержании углерода менее 0,8% ставится цифра 0,8.

Некоторые группы сталей содержат дополнительные обозначения: марки шарикоподшипниковых сталей начинаются с буквы Ш, быстрорежущих – Р, электротехнических – Э, автоматных – А, сталей для постоянных магнитов – Е.

Для повышения качества и улучшения механических свойств некоторые марки сталей подвергают вторичному переплаву. В маркировке стали вводится указание вида вторичного переплава следующей аббревиатурой после буквенных и цифровых обозначений: переплав в вакуумных дуговых печах – (ВДП) ВД; плазменная выплавка – ПТ, электрошлаковый переплав – Ш; электронно-лучевой переплав – ЭЛП; плазменно-дуговой переплав – ПДП; обычная дуговая плавка – ОДП. Качественные легированные стали содержат не более 0,035% серы и 0,035% фосфора, а высококачественные не более 0,025% серы и 0,025% фосфора.

Буква Р также используется для обозначения стали роторов турбин, например сталь 25Х1М1ФА иногда обозначают Р2 или Р2МА.

Буква А в середине марки стали означает, что сталь легирована азотом (14Г1АФ), а в конце марки низко- и среднелегированных сталей означает, что сталь является высококачественной, т.е. с меньшим содержанием вредных примесей (12Х1М1ФА).

Буква У в конце марки низколегированных сталей обозначает, что сталь улучшенная, т.е. прошла термообработку – нормализацию или отпуск (17Г1СУ).

По-другому могут быть обозначены некоторые опытные и исследовательские стали. Так стали выплавленные на заводе «Электросталь» обозначаются буквами ЭИ (электросталь исследовательская), ЭП (электросталь пробная), а затем указывается порядковый номер, например, ЭИ257 (12Х14Н14В2М), ЭИ268 (14Х17Н2), ЭП182 (20Х1М1Ф1ПТ).

Основные характеристики и область применения некоторых марок перлитного класса приведены в табл. 1.11.

Таблица 1.11. Основные характеристики и область применения некоторых марок перлитного класса

Марка стали	Термическая обработка	$T_{\text{раб}}$, °С	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²	$T_{\text{кр}}$, °С	Применение
22К	Нормализация (900°С) + отпуск (660°С)	20	430-520	215-300	21	45-50	600-850	≤+40 ÷-50	Сосуды давления, корпуса ВВЭР малой и средней мощности, корпуса парогенераторов, компенсаторов объема, емкостей САОЗ и др. вспомогательного оборудования
		350	350	185-210	18	45	–	–	
		500	290	200	19	60	–	–	
16ХМ	Нормализация (900-920°С) + отпуск (630-650°С)	20	460-540	290-350	21-25	55-67	1200-2700	–	Трубы перегревателей, пароперегревателей коллекторов, фланцы для длительной работы (до 500°С)
		400	500	250	23	69	1600	–	
		500	450	270	20	75	–	–	
12Х1МФ	Нормализация или закалка (950-980°С) + отпуск (720–760°С)	20	520	330	25	67	150	–	Трубы пароперегревателей, трубопроводы высокого и сверхвысокого давле-
		520	440	320	22	75	110	–	
		580	300	210	25	66	–	–	

									ния для длительной службы (до585°)
12Х2МФБ	Закалка (1060- 1080°С) + отпуск (840- 860°С)	20 550 580 620	507 355 320 275	302 230 22 0200	36 31 33 34	78 78 81 85	1400 1790 – –	–	Трубы ко- тельных установок, паропере- греватели, паропрово- ды для длительной работы (до 570°С)
15Х2МФА	Закалка (920°С) + высокий отпуск + (650°С)	20 350	570 495	490 410	15- 23 14	55- 75 71	2100 2600	≤– 10÷+5	Корпусные сваривае- мые кон- струкции, обечайки, днище кор- пуса ВВЭР мощностью до 440 МВт
25Х3МФА	Закалка + высокий отпуск	20 350	750- 950 660	630 600	16 16	70 65	1600- 2300	-	Не сварива- емые де- тали кор- пуса (фланцы, крепеж и др.) ВВЭР
10ХСНД	Закалка + отпуск	20 350	395- 550	530 350	16 19	-	≥490 800- 1800	–10	Металло- конструк- ции кипя- щих ка- нальных реакторов
10ХН1М	Закалка (890-920°) + отпуск (680- 700°С)	20 350	550 450	450 360	16 15	-	-	≤– 10÷+1 0 -	Сосуды высокого давления ВВЭР, ме- таллокон- струкции кипящих реакторов
10ХН2М	Закалка (920°) + отпуск (680- 660°С)	20 350	530 500	400 500	–	–	≥800 1500- 2600	≤– 20÷0	Сваривае- мые детали обечайки корпуса реактора

15X2НМФА (15X2НМФ АА)	Закалка (920°C) + + отпуск (650°C)	20 350	560- 620 500- 550	450- 550 400- 450	15- 20 18	55 48- 50	≥400- 600 1500- 2900	≤- 10÷0	Массивные узлы дета- лей корпу- сов ВВЭР, фланцы, обечайки
15X3НМФА (15X3НМФ АА)	Закалка (920°C) + + отпуск (645°C)	20 350	600- 750 500	500 450	14 12	60 50	≥600 1500- 2900	≤-10	Массивные узлы дета- лей корпу- сов ВВЭР, фланцы, обечайки

Тема 1.5. Перлитные стали для корпусов водо-водяных энергетических реакторов и других сосудов давления

Корпус реактора является наиболее ответственным элементом оборудования ядерной энергетической установки. Разрыв корпуса является аварийной аварией практически любого корпусного реактора. Требуемый срок эксплуатации корпуса как незаменимого элемента оборудования реактора уже составляет 60 лет и может иметь тенденцию только к увеличению.

Как правило, корпус эксплуатируется в средах воды и пара высокого давления, подвергается воздействию значительных статических и циклических нагрузок и высоких температур (особенно в реакторах со сверхкритическими параметрами водного теплоносителя). Однако наибольшую опасность представляет охрупчивание стали в результате длительного воздействия радиации, особенно нейтронного облучения.

Учет указанных требований и экономических факторов обусловил выбор для его изготовления низколегированных сталей. В последнее время в реакторостроении находят широкое применение стали перлитного класса, содержащие 0,08-0,4 %С. Суммарное содержание легирующих элементов в них не превосходит 5-6%. При проектировании и строительстве первых энергетических реакторов в качестве основного конструкционного материала использовали аустенитную хромоникелевую нержавеющую сталь. Объяснялось это ее высокой коррозионной стойкостью, сводящей к минимуму загрязнение продуктами коррозии воды I контура. По мере накопления опыта реакторостроения выяснилось, что в ряде случаев аустенитная хромоникелевая нержавеющая сталь не является оптимальным материалом для изготовления некоторых узлов I контура. В частности, прочность аустенитной хромоникелевой нержавеющей стали недостаточна для изготовления из нее корпуса реактора.

Аустенитная хромоникелевая нержавеющая сталь, стойкая, вообще говоря, к коррозии, подвержена таким видам разрушения, как коррозионное растрескивание и межкристаллитная коррозия. Никель, которым легируют нержавеющую сталь, всегда содержит примеси кобальта. В связи с этим кобальт можно обнаружить, хотя и в незначительных количествах, в продуктах коррозии нержавеющей аустенитных хромоникелевых сталей, переходящих

в воду I контура. Этих незначительных количеств кобальта оказывается достаточно для серьезного ухудшения радиационной обстановки. Через месяц после останова основной вклад в активность оборудования I контура вносят радиоизотопы кобальта.

Следует также заметить, что стоимость аустенитных хромоникелевых нержавеющей сталей высока, что существенно отражается на стоимости электроэнергии, вырабатываемой на атомных электростанциях. Замена нержавеющей сталей на стали перлитного класса существенно снижает стоимость атомных электростанций. Продукты коррозии перлитных сталей не содержат кобальта. Следует также отметить, что большинство перлитных сталей технологичны, освоены промышленностью. В случае применения перлитных сталей в ядерную энергетику может быть перенесен опыт, накопленный обычной энергетикой, в которой перлитные стали нашли широкое применение. Коррозионная стойкость перлитных сталей ниже, чем стойкость нержавеющей сталей. В случае применения перлитных сталей в I контуре атомных энергетических установок необходимо принимать меры к увеличению их стойкости, в частности с помощью поддержания соответствующего водного режима, использования защитных покрытий и т. д.

Для изготовления корпусов реакторов с водным теплоносителем используют стали, легированные для повышения механических характеристик Cr, Mo, V, Mn. Эти стали относятся к перлитному классу. Они хорошо прокатываются. Обычно корпус реактора сваривают из обечаек и днища. Обечайки, днище и крышку изготавливают методом штамповки иковки.

В процессе сварки корпуса в околошовной зоне может произойти местная закалка низколегированной стали, что обуславливает появление местных напряжений. Для снятия их приходится термически обрабатывать сваренный корпус. Аналогичное явление может происходить при вварке в корпус реактора и барабана-сепаратора фланцев, трубопроводов и т. п. В местах сварки возникают значительные местные остаточные напряжения. Суммарные (рабочие плюс остаточные) напряжения могут вызвать разрушение металла в результате образования трещин. Особенно это опасно для изделий из высокопрочных сталей типа 16ГНМ, у которых предел текучести близок к пределу прочности. В этом случае напряжения, превышающие предел текучести, могут вызывать хрупкий излом. Низкое качество металла – наличие в стали неметаллических включений и т. д. – увеличивает опасность возникновения трещин в зоне сварки.

В реакторе с водным теплоносителем корпус и крышку, изготовленные из перлитной стали, для уменьшения загрязнения воды I контура продуктами коррозии и предотвращения наводороживания корпуса покрывают нержавеющей сталью методом наплавки. В последнее время при соблюдении соответствующего водного режима применяют корпуса из перлитной стали без плакировки нержавеющей сталью.

Механические свойства стали определяются ее структурой, которая, в свою очередь, зависит от легирования и термической обработки. В толсто-стенных массивных полуфабрикатах требование повышенного предела текучести, высокого сопротивления хрупкому разрушению и обеспечения высокой радиационной стойкости наиболее полно может быть выполнено в результате закалки и последующего высокого отпуска стали.

Основной задачей при выборе системы легирования стали является обеспечение прокаливаемости полуфабрикатов на полную толщину и легирование карбидообразующими элементами, способными образовать при отпуске в достаточном количестве карбидную фазу, термодинамически устойчивую при температуре технологических отпусков.

Карбидная фаза должна быть дисперсной и равномерно распределенной по телу зерен феррита для закрепления дислокаций в процессе отпуска. Обеспечение требуемого уровня прочности стали в состоянии после закалки с высоким отпуском достигается за счет формирования устойчивой дислокационной структуры. Феррит является основной структурной составляющей низколегированной стали в улучшенном состоянии, на долю карбидной фазы приходится не более 7 %.

Влияние легирующих элементов на упрочнение железа связано как с твердорастворным упрочнением вследствие искажения кристаллической решетки и изменения электронной структуры кристаллов, так и с воздействием на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в процессе термической обработки. В практике для обеспечения высокой прокаливаемости низкоуглеродистых сталей обычно применяют комплексное легирование никелем, марганцем, хромом, молибденом, а для формирования карбидной фазы дополнительно вводят сильные карбидо-образующие элементы: V, Nb, Ti или их сочетание. Правильный выбор легирования карбидообразующими элементами является важным и для обеспечения достаточной теплостойкости реакторной стали.

В современном энергомашиностроении возникают также задачи получения предела текучести не менее 300 МПа в заготовках толщиной около 1000 мм. Охлаждение таких заготовок из низколегированных сталей при термической обработке независимо от закалочной среды протекает сравнительно медленно (со скоростью менее 50 град/ч), и превращение аустенита будет происходить в ферритно-перлитной области. В таких случаях легирование доэвтектоидной стали должно обеспечить требуемый уровень механических свойств в основном за счет твердорастворного упрочнения феррита в ферритно-перлитной структуре. Изучению изменения структуры и механических свойств железа путем легирования и термической обработки посвящены многочисленные работы.

Сравнение влияния легирующих элементов на прочность феррита в улучшенном и нормализованном состояниях показывает различный характер влияния хрома. В улучшенном состоянии, когда закалка проводится в заготовках толщиной не более 10 мм, прочность феррита растет с повышением концентрации хрома. При нормализации отмечается минимум прочности при

концентрации хрома около 2 %. Легирование никелем и марганцем является весьма благоприятным для повышения прочности улучшенного феррита.

Создание сталей для корпусов реакторов с толщиной заготовок под термическую обработку до 500 мм требует применения комплексного легирования. Наиболее важным является определение оптимального легирования хромом, никелем и марганцем. Выбор системы легирования должен обеспечить проведение высокого отпуска сварных конструкций в области температуры, позволяющей практически полностью снять остаточные сварочные напряжения. В связи с этим критическая точка $A_{c1} \alpha \rightarrow \gamma$ превращения при нагреве должна быть для корпусной стали достаточно высокой (выше 650°C). Появление структурно-свободного феррита в закаленной стали снижает ее прочность и ухудшает сопротивление хрупкому разрушению (критическая температура хрупкости возрастает).

Важным является поиск оптимального сочетания карбидообразующих элементов (C, Cr, Mo, V) с элементами, упрочняющими твердый раствор феррита (Ni, Mn). Все эти элементы совершенно по-разному влияют на устойчивость аустенита и, как известно, на начало мартенситного превращения Mn. Структура мартенсита определяется как химическим составом стали, так и скоростью охлаждения при закалке. Снижение температуры начала мартенситного превращения ниже 200°C в углеродистых и низколегированных сталях будет способствовать нежелательному для комплекса механических свойств формированию мартенсита двойникования. Однако при соответствующем легировании хромом (не более 3,0 %) и никелем (до 2,0 %) можно получить структуру дислокационного мартенсита в низколегированных сталях с содержанием углерода 0,15-0,12% и при Mn ниже 200°C .

Накопленный опыт применения сталей в теплоэнергетике и анализ теоретических представлений о физической природе упрочнения феррита показал перспективность применения для атомного энергомашиностроения теплоустойчивых композиций Cr-Mo-V и Cr-Ni-Mo-V в улучшенном состоянии. Опыт создания теплоустойчивых сталей перлитного класса для массивных узлов корпусов реакторов с рабочей температурой не выше 350°C привел к заключению, что мелкозернистая структура сорбита Cr-Mo-V-стали после закалки и высокого отпуска является наиболее оптимальной, обеспечивающей высокий уровень эксплуатационных свойств. Влияние изменения содержания хрома от 1,0 до 3,0 % в многокомпонентной системе Fe-C-Cr-Mo-V отличается от его влияния в бинарной системе Fe-Cr и не приводит при комнатной температуре испытаний к существенному изменению прочности стали.

Выбор легирования корпусных сталей должен учитывать не только свойства основного металла, но и гарантировать высокий уровень механических свойств в зоне термического влияния сварных соединений. Хромомолибденовые стали, легированные ванадием, могут оказаться склонными к образованию трещин в околошовной зоне сварных соединений при отпуске после сварки. Растрескивание обычно происходит при отпуске в области тем-

пературы 600-650° С и связано с исчерпанием пластичности в процессе релаксации напряжений. Легирование стали ванадием способствует выделению мелкодисперсных карбидов внутри зерен околошовной зоны, резко повышая сопротивление пластической деформации внутризеренных объемов металла. Это приводит к локализации деформации по границам зерен, главным образом границам первичного зерна аустенита, и как следствие к образованию межзеренных трещин. В практике создания сосудов давления известны случаи разрушения сварных сосудов из низколегированных Mn-Cr-Mo-V, Cr-Ni-Mo-V, Mn-Ni-Mo-V сталей из-за некачественной термической обработки, приводящей к образованию трещин в околошовной зоне и шве, явившихся источником распространения магистральных трещин при последующих гидравлических испытаниях.

Повреждения этого вида наиболее вероятны в Cr-Mo, Cr-Mo-V и Cr-Ni-Mo-V сталях при содержании около 10-1,5 % Cr. Повышают чувствительность к растрескиванию околошовной зоны (но в меньшей степени, чем V) и такие сильные карбидообразующие элементы, как Nb, Ti, Mo. Отрицательное влияние этих элементов, так же, как и ванадия, проявляется при малом содержании хрома (около 1 %). В стали с 2,3 % Cr и 1 % Mo, несмотря на высокое содержание ванадия, трещины при отпуске в околошовной зоне не возникают. Причины благоприятного влияния повышенного хрома и введения никеля детально не изучены, но предполагается, что это вызвано изменением морфологии и состава карбидной фазы, заметно влияющих на тонкую структуру.

Выполненные исследования и накопленный опыт применения низколегированных Cr-Mo и Cr-Mo-V сталей в энергомашиностроении и химическом машиностроении послужили основанием создания и широкого внедрения в реакторостроении теплоустойчивых сталей с содержанием углерода 0,13-0,18 %, хрома 2,5-3,0 %, молибдена 0,6-0,8 % и ванадия 0,25-0,35 % для сварных конструкций до 400 мм (сталь 15X2МФА). Для несвариваемых элементов толщиной до 600 мм содержание углерода было повышено до 0,22-0,27 %, а содержание хрома до 2,8-3,3 % (сталь 25X3МФА). Стали Cr-Mo-V применены для корпусных конструкций водоохлаждаемых реакторов мощностью до 440 МВт. Другие сосуды давления для АЭС изготавливаются из котельной углеродистой стали 22К. Изготовление металлоконструкций канальных кипящих реакторов (РБМК), условия работы и требования к материалам, которых менее жесткие, чем для корпусов ВВЭР, первоначально осуществлялось из низколегированной стали 10ХСНД. Выбор этой стали был обусловлен многолетним опытом ее применения в строительных металлоконструкциях, так как наряду с определенным уровнем прочности материал конструкций РБМК должен был обладать высокой технологичностью при сварке. Последнее обусловлено большим объемом сварки в монтажных условиях и невозможностью общей термической обработки сварных элементов по конструктивным особенностям РБМК, на машиностроительных заводах.

В табл.1.12 и 1.13 приведены химический состав и гарантированные механические свойства некоторых сталей, применяемых для корпусов реакторов ВВЭР.

Таблица 1.12 Химический состав, % (масс.), основных сталей для корпусов реакторов ВВЭР

Марка	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	S	P
15X2МФА	0,13-0,18	0,17-0,37	0,3-0,6	2,5-3,0	0,6-0,8	0,25-0,35	<0,4	≤0,02	≤0,02
15X2МФА-А	0,13-0,18	0,17-0,37	0,3-0,6	2,5-3,0	0,6-0,8	0,25-0,35	<0,4	≤0,015	≤0,012
15X2НМФА	0,13-0,18	0,17-0,37	0,3-0,6	1,8-2,3	0,5-0,7	0,10-0,12	1,0-1,5	≤0,02	≤0,02
15X2НМФА-А	0,13-0,18	0,17-0,37	0,3-0,6	1,8-2,3			1,0-1,5	≤0,012	≤0,01

Таблица 1.13. Гарантированные механические свойства (не менее) сталей для корпусов реакторов ВВЭР, при 350°C

Марка	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	T_k , °C
15X2МФА	490	392	14	50	≤ -10
15X2МФА-А	490	392	14	50	≤ -25
15X2НМФА	549	441	15	55	≤ -10
15X2НМФА-А	608	490	15	55	≤ -35

Сталь 15X2МФА отдельных плавок обеспечивает требуемый уровень механических свойств в весьма массивных сечениях. В качестве примера в табл. 1.14 приведены свойства стали с содержанием углерода 0,17 % при толщине до 650 мм.

Таблица 1.14. Влияние толщины заготовок на механические свойства стали 15X2МФА при комнатной температуре

Толщина, мм	Механические свойства при 20°C				
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, кДж/м ²
250	595	480	21,1	74,7	2100
550	563	435	22,8	75,8	3290

650	583	457	24,2	76,2	3100
-----	-----	-----	------	------	------

Структура и механические свойства стали 15Х2МФА отличаются высокой стабильностью и после длительных тепловых выдержек до 104 ч при температуре 350-550° С. Это подтверждает высокую теплоустойчивость стали и ее нечувствительность к тепловому охрупчиванию.

Композиция Cr-Mo реакторной стали обеспечивает высокие металлургические качества при дуплекс-процессе в сочетании с внепечной вакуумной обработкой металла. Дефекты, выявляемые ультразвуковым контролем, в массивных плитах и поковках в виде раскатных колец, изготавливаемых из слитков массой до 210 т, удалось свести к малым размерам. Согласно технической документации не допускаются дефекты, имеющие эквивалентную площадь более 20 мм², что соответствует сигналу, отраженному от искусственного эталонного дефекта в виде отверстия с плоским дном диаметром не более 5 мм. Недопустимым считается появление отраженного сигнала, эквивалентного сигналу, отраженному от дефекта с плоским дном диаметром 12,5 мм, если этот сигнал не исчезает при перемещении датчика на расстояние до 50 мм.

Усовершенствованная теплоустойчивая радиационно-стойкая сталь марки 15Х2МФА-А предназначена для изготовления корпусов водо-водяных реакторов поколения III+, судовых атомных энергетических установок (АЭУ) блочного и интегрального типа, реакторов малой и средней мощности, а также периферийных сосудов давления АЭУ. Конкурентным преимуществом разработанных сталей считается обеспечение уровня прочности КП45 в крупногабаритных заготовках с толщиной стенки до 660 мм при исходном значении критической температуры хрупкости T_k не выше минус 35°С и высоким уровне радиационной стойкости (критическая температура хрупкости материала корпуса реактора в конце проектного срока эксплуатации при самых консервативных оценках не будет превышать минус 15°С).

Сталь 15Х2МФА-А обладают повышенной стабильностью исходных механических характеристик в условиях эксплуатации при воздействии рабочей температуры и облучения нейтронным потоком. Качество заготовок (поковка, плита, листовая и штампованная заготовка) обеспечивается специальной технологией, разработанной с применением элементов численного моделирования технологических процессов изготовления крупногабаритных заготовок, начиная от отливки слитка до термической обработки, а также комплексной системой контроля качества в процессе производства.

Следует отметить, что для реакторов большой мощности ВВЭР-1000, ВВЭР-1200 потребовалась сталь с более высокой прокаливаемостью и прочностью, чем сталь 15Х2МФА-А, разработанная для первых российских энергетических реакторов. Поэтому была разработана сталь 15Х2НМФА-А с более высоким содержанием никеля и пониженным содержанием углерода и ванадия. Эта российская сталь является самой высокопрочной из всех отечественных и зарубежных сталей для корпусов реакторов.

Для обечаек корпусов реакторов в США широко используют рекомендуемые *ASTM* (*American Society for Testing Metals*) ферритные низкоуглеродистые и низколегированные стали марок A508-2, A553. Стали легированы марганцем и молибденом, причем первая марка дополнительно модифицирована небольшими добавками никеля и хрома. После улучшения стали характеризуются высокой прочностью и вязкостью и благодаря низкому содержанию углерода имеют хорошую свариваемость. Технические условия ASTM на эти стали для повышения стойкости против радиационного охрупчивания устанавливают низкое содержание вредных примесей (менее 0,012 % P и 0,015 % S), а также меди (менее 0,1 %) и ванадия (менее 0,06 %).

Однако эти ферритные стали быстро теряют прочность при повышении температуре и не обладают достаточной коррозионной стойкостью. Поэтому внутренние поверхности всех компонентов первого контура плакируют аустенитными хромоникелевыми коррозионностойкими сталями серии 300 USI. Химический состав и свойства этих и других реакторных сталей приведены в табл. 1.15

Таблица 1.15. Составы сталей перлитных сталей, используемых в зарубежном реакторостроении (AISI, США), % по массе

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Другие элементы
Углеродистые и низколегированные стали								
A508-2	0,27	-	0,7	0,35	0,7	0,6	0,05	Cu<0,1
A553	0,23	0,15-0,3	1,15-1,5	-	-	0,45-0,6	0,05	Cu<0,1
A403	0,27	-	0,7	0,35	0,7	0,6	0,05	Cu<0,1

Тема 1.6. Коррозионностойкие стали для элементов оборудования водо-водяных энергетических установок

1.6.1. Принципы выбора коррозионностойких сталей

Материалы, применяемые для оборудования первого контура, должны обладать высокой общей коррозионной стойкостью в воде прежде всего потому, что продукты коррозии при переносе потоком теплоносителя могут вызвать ряд осложнений:

- ухудшение теплоотдачи тепловыделяющих элементов при отложении продуктов коррозии на теплопередающих поверхностях;
- ухудшение радиационной обстановки всего контура; засорение каналов, уменьшающее расход теплоносителя;
- ухудшение условий работы пар трения вплоть до заклинивания движущихся частей.

Стали и сплавы оборудования первого контура по стойкости к равномерной поверхностной коррозии должны относиться к материалам 1-3 групп

стойкости по ГОСТ 9.908-85, т. е. иметь скорость коррозии не более 0,01 мм/год.

Низколегированные стали перлитного класса на пределе могут обеспечить указанные характеристики коррозионной стойкости в воде первого контура в период работы реактора на мощности. Для этого необходимо обеспечить низкое содержание кислорода в теплоносителе и повышенную величину рН (порядка 10). Обеспечение этих условий во время стояночных режимов, в частности при перегрузках активной зоны, однако, затруднено. Это неизбежно должно приводить к существенному увеличению выхода продуктов коррозии перлитных сталей в контур.

Пониженная общая коррозионная стойкость, а также ряд других обстоятельств обуславливают применение коррозионностойких сталей и сплавов для деталей и узлов, работающих в контакте с водой первого контура, и аустенитных наплавов для защиты корпусных конструкций из перлитных сталей.

К коррозионностойким сталям относится большая группа сплавов на основе железа, содержащих не менее 12% Cr, а также дополнительно легированных такими элементами, как Ni, Mo и др. Коррозионностойкие сплавы обычно содержат в качестве основы никель. В зависимости от химического состава и термической обработки коррозионностойкие стали имеют различную структуру и свойства.

Для классификации коррозионностойких сталей по структуре с учетом суммарного воздействия легирующих элементов можно использовать структурную диаграмму А. Шеффлера (рис.1.32).

В атомных энергетических установках с водой в качестве теплоносителя наибольшее применение получили коррозионностойкие стали двух типов:

а) хромоникелевые стали на базе классической композиции 18-8, имеющие в основном аустенитную структуру;

б) хромистые стали без никеля или с небольшими присадками этого элемента, имеющие мартенситную или мартенситно-ферритную структуру.

Хромоникелевые стали в воде первого контура имеют скорость общей коррозии не более 0,001-0,002 мм/год. Высокая технологичность при металлургических переделах, а также хорошая свариваемость являются практически важными особенностями хромоникелевых сталей. Изготавливаются трубы различных размеров, листы и поковки из слитков массой в несколько десятков тонн. Сварка различными способами может производиться для любых практически применяемых толщин без предварительного подогрева и последующей термической обработки.

Хорошая свариваемость и высокая металлургическая технологичность обеспечиваются ограничением минимального и максимального содержания ферритной фазы в основной аустенитной структуре. Необходимо иметь не более 15% ферритной фазы. Оптимальным с точки зрения обеспечения свариваемости является наличие в литом металле (например, в наплавке) около 5% ферритной фазы. Регламентация количества ферритной составляющей обеспечивает хромоникелевым сталям, их сварным соединениям и наплавкам

также высокую стабильность свойств при длительных выдержках в области рабочей температуры.

Для наиболее применяемых хромоникелевых аустенитных сталей характерны невысокая прочность при хорошей пластичности и высокой вязкости. Опасность хрупких разрушений конструкций из этих материалов практически отсутствует. В табл. 1.16 показан химический состав хромоникелевых сталей, применяемых для основного оборудования АЭС с водоохлаждаемыми реакторами.

Таблица 1.16. Химический состав хромоникелевых сталей по ГОСТ5632-2014, применяемых для основного оборудования АЭС с водоохлаждаемыми реакторами

Марка стали	Химический состав, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
08X18H10T	≤0,08	≤0,8	≤2,0	17-19	9-11	≤0,7	≤0,02	≤0,35
12X18H10T	≤0,12	≤0,8	≤2,0	17-19	9-11	≤0,7	≤0,02	≤0,35
08X18H12T	≤0,08	≤0,8	≤2,0	17-19	11-13	≤0,6	≤0,02	≤0,35
12X18H12T	≤0,12	≤0,8	≤2,0	17-19	11-13	≤0,7	≤0,02	≤0,35

В табл. 1.17 приведены состав и механические свойства отечественных хромоникелевых аустенитных сталей типа 18-8, применяемых на АЭС с водоохлаждаемыми реакторами. Для обеспечения заданных механических характеристик заготовки хромоникелевых сталей проходят аустенизацию при 1000-1100°С с охлаждением в воде или на воздухе. Факторами, определяющими уровень прочностных характеристик полуфабрикатов из наиболее распространенной, стали 08X18H10T, являются: обеспечение хорошей проработки материала при горячей пластической обработке с окончаниемковки при температуре не ниже 850° С, форсирование нагрева и сокращение выдержки при аустенизации с целью предотвращения роста зерна, применение упрочняющей стабилизирующей обработки, применение стали с повышенным содержанием углерода, марганца и титана.

Таблица 1.17. Гарантируемые механические свойства хромоникелевых сталей типа 18-8, применяемых для основного оборудования АЭС с водоохлаждаемыми реакторами

Марка стали	Толщина, мм	Механические свойства				
		20°С			350°С	
		σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа
Листы						

08X18H10T	до 450	490	196	38	314	137
	40-200	490	196	37	334	157
	до 50	510	206	43	-	-
12X18H10T	до 50	530	235	38	-	-
08X18H12T	до 50	510	206	43	-	-
12X18H12T	до 50	530	235	38	-	-
Поковки						
08X18H10T	до 450	490	200	38	320	137
	201-450	490	200	33	340	167
	более 450	490	200	33	320	137
Трубы						
08X18H10T	5-250	560	-	37	-	-
12X18H10T	76-325	530	-	40	-	-
Сортовой прокат						
08X18H10T	до 200	490	196	40	-	-
12X18H10T	до 200	510	196	40	-	-

Для АЭС с водоохлаждаемыми реакторами получили применение хромоникелевые стали типа 18-8, стабилизированные титаном. Легирование титаном обеспечивает стойкость к межкристаллитной коррозии и некоторое дополнительное упрочнение стали. В зарубежном реакторостроении среди хромоникелевых аустенитных сталей простых составов (серия 300, табл. 1.18) наибольшее применение получили низкоуглеродистые составы без добавок карбидообразующих элементов, стабилизирующих углерод. Эти стали имеют более низкие характеристики прочности при рабочей температуре. В частности, гарантированный предел текучести при температуре 343°C не стабилизированных хромоникелевых и хромоникельмолибденовых сталей (марки 304, 304L, 316, 316L) составляет 100-130 МПа. В табл.1.19 приведены механические свойства некоторых сталей серии 300.

Зарубежные хромоникелевые стали, стабилизированные титаном или ниобием (марки 321, 347), имеют гарантированный предел текучести 140 МПа. Нейтронное облучение хромоникелевых аустенитных сталей флюенсом до 10^{20} - 10^{21} нейтр/см² не вызывает опасных изменений механических свойств при рабочей температуре. Наблюдается увеличение прочностных характеристик, особенно предела текучести (в ряде случаев, значительное); характеристики пластичности, однако, сохраняются на высоком уровне. Например, облучение стали 304L при температуре 100° С флюенсом быстрых нейтронов $7,8 \cdot 10^{19}$ нейтр/см² увеличило предел текучести с 170 до 530 МПа. Относительное удлинение при этом снизилось с 63 до 58%, а относительное сужение практически не изменилось.

Таблица 1.18. Химический состав коррозионностойких сталей аустенитного класса, применяемых в реакторостроении за рубежом

Марка стали	Химический состав, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	S	P

США										
302	≤0,15	≤1,0	≤2,0	17-19	8-10	-	-	-	≤0,03	≤0,045
304	≤0,08	≤1,0	≤2,0	18-20	8-10,5	-	-	-	≤0,03	≤0,045
304L	≤0,03	≤1,0	≤2,0	18-20	8-12	-	-	-	≤0,03	≤0,045
316	≤0,08	≤1,0	≤2,0	16-18	10-14	2-3	-	-	≤0,03	≤0,045
316L	≤0,03	≤1,0	≤2,0	16-18	10-14	2-3	-	-	≤0,03	≤0,045
321	≤0,08	≤1,0	≤2,0	17-19	9-12	-	>5C	-	≤0,03	≤0,045
347	≤0,08	≤1,0	≤2,0	17-19	9-13	-	>5C	Nb+Ta>10C	≤0,03	≤0,045
Япония										
SUS304	≤0,08	≤1,0	≤2,0	18-20	8-10,5	-	-	-	≤0,03	≤0,04
SUS304L	≤0,03	≤1,0	≤2,0	18-20	9-13	-	-	-	≤0,03	≤0,04
SUS316	≤0,08	≤1,0	≤2,0	16-18	10-14	2-3	-	-	≤0,03	≤0,04
SUS316L	≤0,03	≤1,0	≤2,0	16-18	12-15	2-3	-	-	≤0,03	≤0,04
SUS321	≤0,08	≤1,0	≤2,0	17-19	9-13	-	≥5C	-	≤0,03	≤0,04
SUS347	≤0,08	≤1,0	≤2,0	17-19	9-13	-	-	Nb+Ta>10C	≤0,03	≤0,04

Примечание. Буква L в конце обозначения марки стали указывает на низкое содержание углерода, которое в этих сталях составляет 0,03%

Таблица 1.19 Механические свойства коррозионностойких сталей, применяемых в реакторостроении США

Марка стали	Механические свойства			
	20°C			343°C
	σ _B , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	σ _{0,2} , МПа
Листы				
304	520	206	40	118
304L	480	176	40	98
316	520	206	40	127
316L	480	176	40	108
321	520	206	40	137
347	520	206	40	137
Трубы				
304	520	206	35	118
304L	480	176	35	98
316	520	206	35	127

316L	480	176	35	108
321	520	206	35	137
347	520	206	35	137

При больших флюенсах быстрых нейтронов снижение характеристик пластичности может быть значительным, однако вплоть до потоков порядка 10^{22} нейтр/см² оно не является недопустимо низким. Повышение содержания никеля в аустенитных хромоникелевых сталях обычно повышает стабильность механических свойств при облучении нейтронами. Характерно, что менее чувствительными к изменению свойств после нейтронного облучения оказываются стали, имеющие крупнозернистую структуру.

Высокая вязкость аустенитных хромоникелевых сталей в исходном состоянии и достаточная стабильность механических свойств при длительных выдержках в области рабочей температуры и при нейтронном облучении делают излишней оценку опасности хрупких разрушений практически для любой толщины. Однако чрезмерное упрочнение хромоникелевых сталей под влиянием облучения может повысить их чувствительность к коррозионному растрескиванию в воде реакторных параметров.

Циклическая прочность, определенная для исходного состояния также может рассматриваться как стабильная характеристика вплоть до облучения потоками быстрых нейтронов, максимально возможными для корпусных конструкций водоохлаждаемых реакторов.

Хромистые стали мартенситного, мартенситно-ферритного и ферритного классов при рабочих параметрах теплоносителя первого контура водоохлаждаемых атомных реакторов имеют скорость общей коррозии не более 0,002-0,008 мм/год. Хромистые коррозионностойкие стали отличаются от хромоникелевых аустенитных сталей существенно более высокими характеристиками прочности. В то же время эти материалы склонны к хрупким разрушениям, а технологичность при металлургических пределах, а также при выполнении сварки обычно невелика. В связи с этим типичным является применение хромистых сталей только для изделий относительно небольших размеров, например, для деталей внутриреакторных механизмов. Механические свойства хромистых мартенситных сталей с содержанием 13 и 17% хрома в значительной мере определяются фактическим химическим составом (особенно содержанием углерода) и режимом термической обработки.

Химический состав хромистых нержавеющей сталей, применяемых для оборудования АЭС, представлен в табл.1.20. Составы сходных зарубежных сталей (серия 400) приведены в табл.1.21. В зависимости от назначения хромистые коррозионностойкие стали применяются в одном из двух состояний: после закалки и высокого отпуска (с температуры 600-750° С), после закалки и низкого отпуска (с температуры 250-350° С). Первое из них используется для деталей, равномерно нагруженных по всему сечению. Второе – для изготовления пар трения, испытывающих высокую контактную нагрузку. В некоторых случаях для повышения твердости стали после закалки производится

операция обработки холодом (охлаждение до температуры – 70° С) для более полного протекания мартенситного превращения.

Таблица 1.20. Химический состав хромистых нержавеющей сталей по ГОСТ 5632-2014, применяемых для основного оборудования АЭС с водоохлаждаемыми реакторами

Марка стали	Структурный класс стали	Химический состав, %						
		C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
20X13	мартенситный	0,16-0,25	<0,08	<0,08	12-14	-	<0,025	<0,030
30X13	мартенситный	0,26-0,35	<0,08	<0,08	12-14	-	<0,025	<0,030
14X17H2	мартенситно-ферритный	0,11-0,17	<0,08	<0,08	16-18	1,5-2,5	<0,025	<0,030
08X13	ферритный	<0,08	<0,08	<0,08	12-14	-	<0,025	<0,030

Таблица 1.21. Химический состав зарубежных коррозионностойких сталей, применяемых в реакторостроении

Марка стали	Структурный класс сталей	Химический состав, %								
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	Al
США										
410	мартенситный	≤0,15	≤1,0	≤1,0	11,5-13,5	≤0,5	-	≤0,03	≤0,04	-
416	мартенситный	≤0,15	≤1,0	≤1,25	12-14	-	≤0,6	≤0,03	≤0,06	-
405	ферритный	≤0,08	≤1,0	≤1,0	11,5-14,5	-	-	≤0,03	≤0,04	0,1-0,3
423	ферритный	≤0,12	≤1,0	≤1,0	16-18	-	-	≤0,03	≤0,04	-
Япония										
SUS410	мартенситный	≤0,15	≤1,0	≤1,0	12-14	-	-	≤0,03	≤0,04	-
SUS420	мартенситный	≤0,25-0,40	≤1,0	≤1,0	12-14	-	-	≤0,03	≤0,04	-
SUS405	ферритный	≤0,08	≤1,0	≤1,0	11,5-14,5	-	-	≤0,03	≤0,04	0,1-0,3
SUS430	ферритный	≤0,12	≤0,75	≤1,0	16-18	-	-	≤0,03	≤0,04	-

Механические свойства хромистых сталей в состоянии после высокого или низкого отпуска представлены в табл. 1.22. Твердость до HRC > 60 может быть достигнута применением высокоуглеродистых сталей типа 40X13 в низко отпущенном состоянии.

Таблица 1.22 Гарантируемые механические свойства при температуре 20°C хромистых нержавеющей сталей, применяемых для основного оборудования АЭС с водоохлаждаемыми реакторами

Марка стали	Вид полу-фабриката	Режим термообработки	Механические свойства			
			σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCU 10^3 Дж/м ²
20X13	Листы до 50 мм	Закалка+ высокий отпуск (680-780°C)	510	372	20	-
08X13	Листы до 50 мм	Закалка+ высокий отпуск (680-780°C)	430	294	23	-
14X17H2	Сортовой прокат до 200мм	Закалка+ низкий отпуск (275-350°C)	1080	834	10	4,9

Хромистые коррозионностойкие стали мартенситного класса имеют относительно низкую ударную вязкость. Характерно, что ударная вязкость для сталей в низко отпущенном и высоко отпущенном состояниях различается незначительно, однако отпуск при промежуточных значениях температуры может приводить к двухкратному падению ударной вязкости стали. Установлено, что длительные нагревы при 340° С хромистых сталей 20X13 и 14X17B2, прошедших закалку с 1050° С и высокий отпуск при 650°C, не снижают заметно их ударной вязкости. Сталь 14X17H2 характеризуется более высоким уровнем ударной вязкости при длительных нагревах.

Сталь 14X17H2 характеризуется также сильной анизотропией свойств. Для сортового проката ударная вязкость на продольных образцах может составлять $(20-25) \cdot 10^5$ Дж/м², а на поперечных $2 \cdot 10^5$ Дж/м² и менее. Это ограничивает рациональную область применения стали 14X17H2 деталями типа валов и штоков. Хромистые стали являются хладноломкими. Ударная вязкость снижается в интервале температуры +20 ч 80° С от $(6-15) \cdot 10^5$ Дж/м² до значений порядка $(1-5) \cdot 10^5$ Дж/м². Нейтронное облучение сдвигает температурный порог хрупкости хромистых сталей в сторону большей температуры и снижает уровень ударной вязкости при рабочей температуре. Сопротивление усталости при малоцикловом нагружения высоко отпущенных хромистых нержавеющей сталей и хромоникелевых аустенитных сталей типа 18-8 является сходным. В низко отпущенном состоянии при долговечности не более 103 циклов наблюдается тенденция к снижению сопротивления малоцикло-вой усталости.

Высокое сопротивление общей коррозии хромоникелевых и хромистых сталей, может сочетаться с низким сопротивлением локальной, особенно межкристаллитной коррозии, а также с низкой коррозионно-механической прочностью. Эти процессы, являющиеся во многих случаях причиной повреждения деталей атомных энергетических установок.

С целью замены обычных аустенитных хромоникелевых сталей в настоящий момент разработано большое число экономнолегированных коррозионностойких сталей с пониженным содержанием никеля (до 6%) или безникелевых сталей с повышенным содержанием марганца (до 16%) и добавками азота, а также аустенитно-ферритных сталей типа X22H6 с добавками других элементов, например, титана, молибдена и др. Эти материалы по сравнению с хромоникелевыми аустенитными сталями простых составов имеют более высокий уровень прочности.

Общим недостатком безникелевых сталей и сталей с пониженным содержанием никеля ферритного и аустенитно-ферритного класса является пониженная технологичность, особенно при выполнении сварки. В частности, может наблюдаться резкое снижение ударной вязкости зоны термического влияния сварных соединений, а также пониженная коррозионная стойкость. Корректировка состава в направлении резкого ограничения содержания углерода и азота (не более 0,02 %), а также строгое соблюдение технологии производства при металлургических переделах и сварке может обеспечить расширение области возможного применения экономнолегированных ферритных и аустенитно-ферритных сталей. Для улучшения свойств сварных соединений перспективен метод термоциклической обработки.

Для обеспечения высокой коррозионно-механической прочности отдельных элементов атомных энергетических установок приходится разрабатывать хромоникелевые стали с содержанием никеля до 30%. Находят применение и сплавы на основе никеля. В табл.1.23 приведен химический состав дисперсионно-твердеющих хромоникелевых сталей и сплавов, применяемых для основного оборудования АЭС с водоохлаждаемыми реакторами

Таблица 1.23. Химический состав дисперсионно-твердеющих хромоникелевых сталей и сплавов, применяемых для основного оборудования АЭС с водоохлаждаемыми реакторами (ГОСТ 5632-2014)

Марка стали	Химический состав, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Ti	S	P	Другие элементы
10X11H20T3P	≤0,10	≤1,0	≤1,0	10-12,5	18-21	-	2,6-3,2	≤0,035	≤0,035	Al ≤0,8 B = 0,006-0,02
ХН35ВТ	≤0,12	≤0,6	1,0-2,0	14-16	34-38	2,8-3,5	1,1-1,5	≤0,02	≤0,03	-
ХН35ВТЮ	≤0,08	≤0,6	≤0,6	14-16	33-37	2,8-3,5	2,4-3,2	≤0,02	≤0,03	Al = 0,7-1,4 B ≤0,02

При вынужденном применении этих материалов следует учитывать не только их более высокую стоимость по сравнению со сталями, рассмотренными выше, но и пониженную технологичность. Из этого класса материалов наиболее широкое распространение получили сталь Х20Н32М3Б и сплав Х20Н45Б.

1.6.2. Коррозионные и коррозионно-механические повреждения оборудования АЭС

На основании опыта эксплуатации оборудования АЭС установлено, что наибольшее число отказов оборудования происходит из-за повреждения материалов или ухудшения их свойств в процессе эксплуатации.

Наиболее подвержены коррозионному износу трубная система парогенераторов, трубопроводы первого контура, детали внутриреакторных узлов и приводов регулирующих органов.

К наиболее характерным причинам повреждения оборудования из коррозионностойких сталей и сплавов можно отнести:

- а) несовершенство конструкций повреждаемого оборудования и пониженные требования к качеству питательной воды;
- б) повышение агрессивности среды на перегретых поверхностях, в щелях и застойных зонах;
- в) необоснованное применение нестабилизированных аустенитных сталей.

Наиболее частые выходы из строя в результате коррозионного растрескивания наблюдаются в трубных системах парогенераторов. Коррозионное растрескивание трубных систем парогенераторов начиналось со стороны воды второго контура, которая либо содержала повышенное количество хлоридов, либо могла обогащаться ими в результате упаривания воды на горячей теплопередающей поверхности, особенно в щелях и зазорах. Помимо хлоридного коррозионного растрескивания, повреждения трубных систем парогенераторов могли являться также результатом их щелочного растрескивания.

Повреждения трубопроводов в ядерной энергетике двумя категориями: повреждения, обусловленные межкристаллитным коррозионным растрескиванием;

повреждения, обусловленные ошибками при конструировании, строительстве и эксплуатации оборудования.

Эксплуатационные повреждения трубопроводов, вызванные коррозионным растрескиванием, наблюдаются преимущественно на водо-водяных реакторах кипящего типа. Общим для всех случаев разрушения трубопроводов из нестабилизированных коррозионностойких сталей хромоникелевых сталей является то, что трещины образовывались либо в околошовных зонах сварных швов, т. е. провоцирующихся частях основного металла, либо в результате сенсibiliзирующей термической обработки элементов трубопроводов в процессе изготовления оборудования.

В практике эксплуатации АЭС отмечены также многочисленные случаи разрушения от коррозионного растрескивания деталей внутриреакторных узлов и приводов регулирующих органов, изготовленных из нержавеющей, в частности хромистых, сталей.

Среди коррозионных повреждений коррозионностойких сталей в оборудовании АЭС наиболее распространена межкристаллитная коррозия. В течение длительного времени считалось, что высокотемпературная вода высокой чистоты и пар являются малоагрессивными средами, не способными вызвать межкристаллитную коррозию хромоникелевых нержавеющей сталей и сплавов. Опыт эксплуатации этих материалов в составе АЭС показал, однако, обратное. Типично появление сетки межкристаллитных трещин на деталях или антикоррозионных наплавках из нестабилизированных хромоникелевых аустенитных сталей. Этот вид повреждений отмечался после длительной эксплуатации при неблагоприятных условиях, например, при подкислении водной среды, повышении температуры, увеличении концентрации растворенного кислорода, наличии не учтенных термоциклических напряжений.

Другим специфическим видом коррозии, которая может иметь место на деталях, выполненных из коррозионностойких сталей и особенно выполненных из хромистых мартенситных сталей, является локальная коррозия (щелевая, язвенная). Такая коррозия может наблюдаться в местах уплотнений, прилегания деталей, а также в узких зазорах и щелях под слоем отложений.

1.6.3. Коррозионное растрескивание и межкристаллитная коррозия нержавеющей сталей

Коррозионное растрескивание. Способность коррозионностойких сталей к коррозионному растрескиванию проявляется при действии растягивающих напряжений и наличии коррозионной среды, в частности воды или пара определенного состава. Коррозионное растрескивание чаще всего связывают с наличием анодного растворения металла в узких зонах, возникающих при деформации в процессе нагружения с повреждением окисной пленки. Главными компонентами воды, определяющими ее агрессивность по отношению к хромоникелевым аустенитным сталям, являются хлориды. Однако для коррозионного растрескивания аустенитных сталей обычно недостаточно наличия в среде одних хлоридов. Необходимо одновременное присутствие ионов хлора и кислорода. Существует тесная взаимосвязь опасных концентраций хлоридов и кислорода, при которых возникает коррозионное растрескивание. Чем чище вода по хлоридам, тем при более высоком содержании кислорода начинается коррозионное растрескивание, а чем меньше кислорода в воде, тем большая концентрация хлоридов допустима. При высокой концентрации в воде одного из опасных компонентов коррозионное растрескивание может быть устранено снижением до определенного предела содержания другого компонента.

Концентрация хлоридов и кислорода, вызывающая коррозионное растрески-

вание стали, зависит от ее состава, термообработки, температуры, уровня напряжений и др.

Коррозионное растрескивание в воде, содержащей хлориды, может возникнуть и при относительно низкой температуре вплоть до 80 °С. При попадании воды (например, вследствие протечек) на наружную поверхность трубопровода, нагретую до 80-100 °С, происходит упаривание ее и увеличение концентрации хлоридов. Коррозионное растрескивание может иметь место под влиянием не только рабочих, но и остаточных напряжений, возникших в процессе холодной прокатки труб, а также в процессе изготовления трубопровода (гибка, сварка и другие операции без термической обработки). При температуре ниже 60 °С коррозионное растрескивание хромоникелевых сталей не наблюдалось. Это позволяет использовать такие стали даже в конденсаторах, охлаждаемых морской водой.

На склонность аустенитных сталей к хлоридному коррозионному растрескиванию существенное влияние оказывает химический состав материала и особенно содержание никеля.

Детальное исследование влияния никеля на устойчивость коррозионно-стойких сталей к коррозионному растрескиванию впервые было выполнено Копсоном на специально подобранных промышленных и лабораторных материалах с содержанием никеля от 8 до 77%. опыты проводились на проволочных образцах в кипящем растворе хлористого магния при 154 °С. Результаты испытаний показали, что с повышением содержания никеля от 8 до 77% устойчивость аустенитных сталей к коррозионному растрескиванию возрастает, а при содержании никеля 50% и более стали с 18-25% хрома обеспечивают устойчивость к растрескиванию в самых жестких условиях испытания. Снижение содержания никеля ниже 8% также приводит к повышению устойчивости к коррозионному растрескиванию, но в данном случае в результате изменения структурного состояния материала и как следствие этого выхода стали из аустенитного класса. Качественная справедливость этих выводов позднее многократно была подтверждена многими исследователями. Следует отметить, что при испытании в горячих концентрированных растворах хлоридов, содержащих сильный окислитель, характер зависимости несколько иной. Однако такие жесткие кратковременные испытания не являются представительными для условий длительной эксплуатации материалов в водо-водяных реакторах.

Практически для обеспечения стойкости к коррозионному растрескиванию элементов реакторного оборудования, работающих в условиях возможного накопления хлоридов, достаточно иметь содержание никеля порядка 30-35%. При выборе высоконикелевых сплавов (с содержанием никеля более 45-50%) с целью абсолютного предотвращения опасности коррозионного растрескивания следует учитывать недостатки, которые свойственны таким материалам. Эти материалы обычно имеют худшие технологические характеристики и более высокую стоимость, чем стали с умеренно высоким содержанием никеля. Кроме того, следует учитывать опасность межкристал-

литной коррозии таких сплавов, для предотвращения которой необходимо дополнительное введение в сплав сильных карбидообразующих элементов.

Легирование хромоникелевых аустенитных сталей другими элементами не оказывает радикального влияния на чувствительность к хлоридному коррозионному растрескиванию. Имеющиеся в литературе данные о влиянии таких важных компонентов аустенитных сталей, как Mo, W, Ti, Nb и др., противоречивы. Дополнительное легирование хромоникелевых аустенитных сталей этими элементами производят для обеспечения стойкости к специальным видам коррозии (язвенной, щелевой и др.), а также повышения механических или технологических характеристик. При этом может происходить некоторое понижение стойкости к коррозионному растрескиванию, соответствующей данному уровню легирования стали никелем.

Одним из направлений совершенствования технологических и коррозионно-механических характеристик сталей является снижение содержания углерода и примесных элементов.

Наряду с хлоридным коррозионным растрескиванием аустенитных сталей на практике, могут иметь место случаи щелочного коррозионного растрескивания. К введению щелочи и воду первого контура атомных электростанций (повышение уровня pH) прибегают обычно для уменьшения общей коррозии узлов из нелегированных и малолегированных сталей и снижения перехода в воду продуктов коррозии. Однако щелочи, так же как и хлориды, могут в определенных условиях накапливаться и вызывать щелочное коррозионное растрескивание сталей и сплавов.

Одним из различий в условиях появления щелочного и хлоридного коррозионного растрескивания является то, что для возникновения коррозионного растрескивания в щелочах требуются заметно более высокие концентрации растворов, чем при хлоридном коррозионном растрескивании. Другое различие в условиях появления щелочного и хлоридного коррозионного растрескивания заключается в действии кислорода. Для возникновения щелочного коррозионного растрескивания присутствие кислорода не является необходимым. Представление о более высокой агрессивности хлоридов по сравнению со щелочами следует отнести лишь к кислородсодержащим средам, тогда как в обескислороженной воде и паре, наоборот, щелочи могут быть опаснее.

Щелочное растрескивание оборудования из сталей и сплавов происходит обычно в высококонцентрированных горячих (выше 100 °С) растворах, чаще всего в условиях их возможного упаривания. Повышение стойкости к щелочному коррозионному растрескиванию хромоникелевых аустенитных сталей обеспечивается при увеличении содержания никеля. Высокую устойчивость проявляют сплавы на основе никеля, однако даже в чистом никеле не удастся обеспечить абсолютной стойкости к растрескиванию в щелочных средах. Есть основания полагать, что по стойкости к коррозионному растрес-

киванию в щелочной среде преимущество перед другими материалами имеют сплавы типа инколой-800 с содержанием Ni около 35%.

Хромистые коррозионностойкие стали различных классов, так же, как и хромоникелевые аустенитные стали, подвержены опасности коррозионного растрескивания в хлоридной и щелочной средах. Склонность этих сталей к коррозионному растрескиванию в водных средах высоких параметров существенно зависит от режима термической обработки.

Наибольшую чувствительность к разрушению под напряжением в воде высокой чистоты и растворах хлоридов хромистые мартенситные стали имеют после отпуска или технологического нагрева в интервале температуры 400-550 °С, а наиболее высокую стойкость к коррозионному растрескиванию мартенситные стали имеют после отпуска при температуре не ниже 650 °С.

Существенное влияние на склонность к коррозионному растрескиванию низко отпускаемых хромистых сталей оказывает содержание углерода и стабилизирующих элементов (Ti, Nb). Повышение стойкости к образованию трещин обеспечивается снижением содержания углерода и увеличением отношения концентрации стабилизирующего элемента к углероду.

Одним из важных вопросов обеспечения работоспособности высокопрочных мартенситных сталей в условиях воды первого контура является установление для различных состояний материала минимального (порогового) напряжения, ниже которого растрескивания сталей в реальных условиях работы деталей не наблюдается.

При определении порогового напряжения для мартенситных сталей в высоко отпускаемом состоянии было установлено, что при всех видах высокотемпературных испытаний минимальные напряжения, вызывающие разрушения, близки к пределу текучести материала.

Влияние состава воды на коррозионное растрескивание хромистых мартенситных сталей отличается от рассмотренного выше для аустенитных сталей. Определяющим, особенно для сталей, имеющих высокую прочность, оказывается водородное охрупчивание, а не электрохимические процессы, приводящие к анодному растворению металла. Последнее оказывает дополнительное влияние, ускоряя рост трещин. Повышение содержания хрома в стали снижает значение анодного растворения металла в общем процессе развития коррозионно-механического разрушения мартенситных сталей.

Важнейшим, хотя и не единственным, источником водорода в системах с водой под давлением являются коррозионные процессы на поверхности раздела стали с водой. Водородное охрупчивание и соответственно коррозионной растрескивание низко отпускаемой стали проявляется особенно сильно в кислых хлоридсодержащих средах. При превышении рН среды коррозионное растрескивание замедляется. При наличии на поверхности металла различного рода углублений и трещиноподобных дефектов становится возможным выделение из раствора и внедрение в металл водорода при повышенных значениях рН в основном объеме коррозионной среды. Это является следствием того, что величина рН у кончика трещины существенно понижена по сравнению с рН в основном объеме коррозионной среды.

Межкристаллитная коррозия. Среди различных видов коррозии практически наиболее важной для нержавеющей сталей и существенно зависящей от химического состава является межкристаллитная коррозия.

Межкристаллитная коррозия заключается в избирательном разрушении металла по границам зерен, что обычно приводит к образованию сетки трещин на поверхности изделия, контактирующего с агрессивной средой. В соответствии с наиболее признанной теорией межкристаллитной коррозии - теорией обеднения - причиной, вызывающей проявление склонности аустенитных сталей к межкристаллитной коррозии, является выпадение при нагреве в провокационном интервале температуры (особенно при 550-650 °С) вторичных высокохромистых карбидов типа Me_23C , что приводит к обеднению по хрому приграничных областей и повышению электрохимической гетерогенности структуры.

На рис.1.17 показано межкристаллитное разрушение (коррозия) аустенитной стали 08X18H10T после испытаний в 40%-ном водном растворе КОН при 300°С и 9МПа (термическая обработка: закалка с 1050°С, охлаждение 30 мин в воде; после закалки холодная прокатка с обжатием 15%, растягивающие напряжения на внешней поверхности U-образного образца 400МПа, время испытаний 250 ч, шлиф поперечный, травление в 50%-ной HNO_3 в течение 1-5с, увеличение x 300).

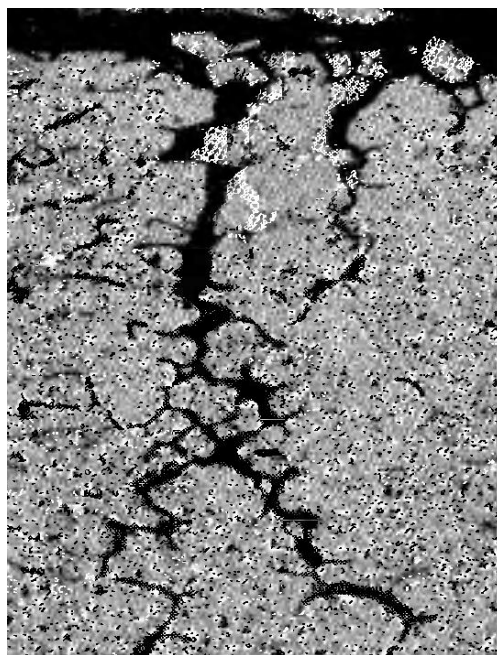


Рисунок 1.18. Межкристаллитная коррозия аустенитной стали 08X18H10T после испытаний в 40%-ном водном растворе КОН при 300°С и 9МПа Термическая обработка: закалка с 1050°С, охлаждение 30 мин в воде; после закалки холодная прокатка с обжатием 15%. Растягивающие напряжения на внешней поверхности U-образного образца

400Мпа. Время испытаний 250 ч. Шлиф поперечный. Травление в 50%-ной HNO₃ чение 1-5с. Увеличение x 300

Существуют два различных подхода в обеспечении стойкости аустенитных сталей типа 18-8 к межкристаллитной коррозии:

стабилизация сталей сильными карбидообразующими элементами (Ti, Nb, Mo, Ta) при сохранении содержания углерода в пределах 0,06-0,12%;

снижение содержания углерода в стали до значения, не превышающего 0,03%, без введения стабилизирующих элементов.

В стабилизированных сталях титан и ниобий образуют с углеродом весьма стойкие карбиды, не растворяющиеся в твердом растворе даже в случае аустенизации сталей при температуре 1050-1100°C. В указанных сталях содержание углерода, не связанного в карбиды титана и ниобия, мало и не превышает растворимости углерода в аустените при комнатной температуре. В связи с этим образование вторичных карбидов хрома и обеднение хромом границ зерен при нагреве в провокационном интервале температуры в значительной мере подавлено.

Для аустенитных сталей типа 18-8 по отношению к углероду содержание ниобия и титана должно быть не менее 10- и 5-кратного количества соответственно.

Стойкость аустенитных сталей к межкристаллитной коррозии существенным образом зависит от термической обработки и может быть повышена аустенизацией, вызывающей растворение карбидов хрома. В некоторых сталях аустенитную сталь целесообразно подвергать стабилизирующему отжигу при температуре 800-870 °С. При этом карбиды хрома выделяются в большом количестве по всему объему металла, а часть растворенного в твердом растворе углерода идет на образование вторичных карбидов TiC и NbC; в итоге обеспечивается снижение гетерогенности стали по хромю и резко снижается активность углерода в твердом растворе.

Выпадение карбидов и обеднение границ зерен хромом происходит и при локальном нагреве стали в процессе сварки. Нагрев стали до 550-650 °С происходит в околошовной зоне, которая чаще всего и становится склонной к межкристаллитной коррозии, что обуславливает проявление ножевой коррозии на сварных соединениях.

В соответствии с нормативными требованиями детали и узлы из аустенитных сталей марок 08X18H10T, 12X18H10T и др., работающие при температуре выше 100 °С в среде первого контура, должны испытываться на стойкость к межкристаллитной коррозии по методу АМ ГОСТ 6032-2017 после провоцирующего нагрева при 650 °С в течение 1ч. Сварные соединения проверяются на склонность к межкристаллитной коррозии без провоцирующего нагрева. Указанное требование к аустенитным сталям при современном уровне металлургии качественных сталей не является жестким. Минимальная продолжительность нагрева, вызывающая проявление склонности к межкристаллитной коррозии стали типа X18H10T ($Ti/C \geq 5$) при наиболее опасной температуре провокации (около 650 °С), составляет несколько десятков и

даже сотен часов. Она определяется фактическим содержанием углерода, отношением титана к углероду и особенностями металлургического производства стали. Температура эксплуатации водо-водяных энергоустановок лежит значительно ниже области сенсibilизации хромоникелевых аустенитных сталей. В связи с этим практически отсутствует опасность возникновения межкристаллитной коррозии аустенитных стабилизированных сталей в условиях эксплуатации водоохлаждаемых реакторов. В качестве материалов, стойких к межкристаллитным коррозиям, и США предлагается применять низкоуглеродистые (не более 0,03%) не стабилизированные стали типов 304L и 316L. Минимальная продолжительность нагрева, вызывающая проявление склонности к межкристаллитной коррозии при наиболее опасной температуре провокации (около 630 °C), составляет для указанных типов сталей примерно 7 ч. Не стабилизированные стали типов 304 и 316 с более высоким содержанием углерода (до 0,08%) обладают большей склонностью к межкристаллитной коррозии по сравнению со сталями типов 304L и 316L. Нагрев в опасном интервале температуры (около 650 °C) вызывает склонность их к межкристаллитной коррозии уже при продолжительности нагрева порядка 5 мин.

Склонность к межкристаллитной коррозии нестабилизированных сталей типа 18-8 в высокотемпературной воде зависит от скорости их охлаждения с температуры аустенизации. Так, например, стали с 0,08 и 0,06% C, охлажденные с 1050 °C со скоростью 150 град/мин, сенсibilизируются и подвергаются межкристаллитному коррозионному растрескиванию в воде, содержащей 38 мг/кг O₂ и 10 мг/кг Cl при 288 °C. В то же время стали типа 18-8 с 0,04 и 0,02% C не сенсibilизируются при скоростях охлаждения 40 и 0,8 град/мин соответственно. Для предотвращения сенсibilизации, вызывающей межкристаллитное растрескивание в воде высокой чистоты, стали с повышенным содержанием углерода необходимо охлаждать с высокими скоростями. Проявлению межкристаллитной коррозии способствует повышенное содержание кислорода в воде и термоциклическое нагрвание.

Повышение содержания никеля в аустенитных сталях требует для предотвращения склонности к межкристаллитной коррозии увеличения содержания стабилизирующих элементов по сравнению с рекомендуемыми для хромоникелевых сталей типа 18-8. Например, высоконикелевый сплав типа X20H45B даже при отношении Nb/C=12-25 не обеспечивает гарантированной стойкости к межкристаллитной коррозии. Одной из основных причин этого является повышенная растворимость карбонитридов ниобия и титана при высокой температуре аустенизации в процессе термической обработки и уменьшение активности углерода с увеличением Ni в сплавах, что способствует интенсификации зарождения и обособления по границам зерен карбидов типа Cr₂₃C₆ при последующих провокационных нагревах. Мерами, предупреждающими проявление склонности высоконикелевых сплавов типа X20H45 к межкристаллитной коррозии, является увеличение содержания ни-

обия, обеспечивающее соотношение Nb/C не менее 28. Методики ускоренных испытаний на склонность к межкристаллитной коррозии по ГОСТ 6032-2017 распространяются на стали ферритного, аустенитно-мартенситного и аустенитно-ферритного классов. Стали мартенситного класса не включены в указанный ГОСТ в связи с тем, что при испытании их в стандартном растворе серной кислоты и медного купороса они подвергаются интенсивной общей коррозии.

Обеспечение стойкости к межкристаллитной коррозии хромистых нержавеющих сталей по сравнению с хромоникелевыми аустенитными сталями достигается при меньшем содержании элементов, стабилизирующих углерод. Была исследована сталь типа X16H4B с разным отношением содержания ниобия к углероду. При соотношении Nb/C < 1 сталь проявляла склонность к межкристаллитной коррозии после 2-х часового отпуска в интервале температуры 300-700 °С. Увеличение отношения Nb/C сужало температурный интервал отпусков, вызывающих склонность к межкристаллитной коррозии. При отношении Nb/C > 3 стойкость стали к межкристаллитной коррозии обеспечивалась уже во всем температурном интервале отпусков.

1.6.4. Применение коррозионностойких сталей на АЭС

Высокие требования к материалам по прочности, большая масса требуемых заготовок делают необоснованным применение хромоникелевых сталей аустенитного класса для изготовления корпусов водоохлаждаемых реакторов, тем более, что стоимость их существенно выше, чем низколегированных сталей. Чаще всего в качестве материала для корпусов реакторов, как было показано в п.1.5, применяется перлитная сталь с антикоррозионной наплавкой аустенитными хромоникелевыми сварочными материалами.

Известны отдельные примеры использования аустенитных сталей для изготовления корпусов водоохлаждаемых реакторов. Это прежде всего, реакторы сравнительно небольших габаритов, работающие при относительно невысоком давлении.

Корпуса первых энергетических реакторов в ряде стран защищались от коррозии со стороны воды тонкостенной облицовкой из аустенитной стали, присоединенной к корпусу точечной сваркой. Указанная конструкция оказалась, однако, неудачной из-за появления трещин в местах приварки. В настоящее время повсеместно в мировой практике для защиты корпуса реактора от общей и язвенной коррозии используют антикоррозионную наплавку сварочной проволокой или лентой.

К антикоррозионным наплавкам из аустенитных сталей и сплавов при изготовлении корпусов реакторов АЭС предъявляются следующие основные требования:

- высокая коррозионная стойкость;
- гарантия отсутствия дефектов по линии сплавления с основным металлом;
- отсутствие трещин в наплавке;

- удовлетворительная пластичность и вязкость после всех технологических отпусков;
- отсутствие недопустимого отрицательного влияния на механические свойства основного металла.

В качестве материала наплавки энергетических реакторов в зарубежном реакторостроении нашли преимущественное применение коррозионно-стойкие стали типа 304. Известны также случаи использования для наплавки сплавов с повышенным содержанием Ni, например, сплавы типа «инколой», «иконель». Одним из характерных дефектов, связанных с антикоррозионной наплавкой, является возможность образования трещин в основном металле под аустенитной наплавкой в зоне теплового воздействия. Трещины образуются по границам крупных зерен в зоне перегрева металла на глубине 2,5-5,0 мм.

Процесс наплавки ведет к образованию крупнозернистой структуры к поверхностному слою реакторной стали. При последующей термообработке корпуса реактора деформационная способность крупнозернистого металла оказывается недостаточной для компенсации пластической деформации, возникающей вследствие разницы коэффициентов линейного расширения наплавки, стали. Образованию трещин под наплавкой способствует увеличение содержания углерода, хрома до 2,0%, ванадия и примесных легкоплавких элементов в реакторной стали.

Считается, что образование трещин под аустенитной наплавкой может быть устранено с помощью применения двухслойной наплавки, процессов наплавки с малой погонной энергией, плакирующего материала с термическим коэффициентом расширения, близким таковому для плакируемого материала, оптимизации состава основного металла по C, Cr, V, Mn и др.

Как правило наплавка антикоррозионного покрытия на поверхность корпуса реактора производится в два слоя. Первый слой толщиной порядка 4мм выполняется лентой из стали 07X25H13, второй слой – лентой из стали 08X19H10Г2Б. При этом суммарная толщина обоих слоев составляет в среднем 8 мм. Применение для первого слоя глубокоаустенитной стали 07X25H13 позволяет свести к минимуму хрупкую прослойку мартенсита, образующуюся в переходной зоне в результате перемешивания основного и наплавляемого металлов в процессе наплавки. Применение двухслойной антикоррозионной наплавки типично и для современного зарубежного реакторостроения. Известны, однако, примеры применения однослойной наплавки толщиной до 6 мм. Контроль сплошности по зоне сплавления наплавки с металлом корпуса реактора и проверка отсутствия поднаплавочных трещин осуществляется методом ультразвуковой дефектоскопии, а контроль качества наплавки – методом цветной дефектоскопии. Во избежание возможного проявления склонности наплавки к межкристаллитной коррозии температура и число технологических отпусков корпуса в процессе изготовления должны быть регламентированы. Из аустенитных сталей изготавливаются также кор-

пуса циркуляционных насосов и арматуры. Для этого используются в основном кованные заготовки. Улучшение качества литья и совершенствование методов неразрушающего контроля делают возможным применение для корпусных деталей фасонных отливок из нержавеющей сталей. В частности, из стали типа Х13НДЛ были изготовлены литые корпуса насосов и арматуры для АЭС с ВВЭР-440 и ВВЭР-1000.

Для всех движущихся деталей, соприкасающихся с активной средой, необходимо применение специальных мер для обеспечения работоспособности трущихся пар, особенно в арматуре с большими номинальными диаметрами. В этом случае проблема работоспособности деталей в условиях трения обычно решается посредством нанесения на поверхность кобальтового сплава (стеллита) с повышенной твердостью хотя бы на одну из поверхностей скольжения. Коррозионно-эрозионные повреждения этих участков должны быть минимальны во избежание загрязнения контура сильно активизирующимся кобальтом. Обычно количество циркулирующего через активную зону теплоносителя велико, поэтому циркуляция его по первому контуру осуществляется по нескольким петлям (от 4 до 8). Но даже при таком числе петель диаметры трубопроводов циркуляционных контуров получаются большими (до 700 мм и более). Например, на ВВЭР-440 таких петель 6, каждая петля имеет диаметр 500 мм. С целью уменьшения поступления продуктов коррозии в теплоноситель трубопроводы выполняются, как правило, из коррозионностойких хромоникелевых аустенитных сталей. Из них изготавливаются также основные технологические трубопроводы реакторных контуров АЭС.

С увеличением мощности АЭС наблюдается тенденция к увеличению диаметра трубопроводов и как следствие этого переход к применению биметаллических труб из перлитной стали с плакирующим слоем из аустенитной стали или на сварные трубы, изготовленные методом штамповки из биметаллических листовых заготовок. Основным материалом этих трубопроводов (низколегированная сталь) толщиной до 70 мм плакируется по внутренней поверхности стабилизированной хромоникелевой аустенитной сталью толщиной 5-10 мм. Для вспомогательных систем и для теплообменных аппаратов применяют бесшовные трубы. При производстве труб из аустенитной стали с повышенным качеством поверхности зарубежные фирмы широко используют водород как защитную среду при термической обработке. Стремление обеспечить хорошую радиационную обстановку в случае возможных ремонтов оборудования первого контура делает весьма желательным применение нержавеющей сталей с минимальным содержанием кобальта. Хорошим можно признать уровень кобальта в стали не более 0,02%. Сталь особо высокой чистоты по кобальту должна изготавливаться с содержанием этого элемента не более 0,005%.

Коррозионностойкие стали имеют широкое применение для изготовления деталей внутриреакторных узлов. К ним относятся:

– экраны, кронштейны, корзины, выполняемые из хромоникелевых сталей типа 18-8;

– крепеж, обычно изготавливаемый из нержавеющей сталей высокой прочности; в отечественном реакторостроении для этой цели применяют стали типов 10X11Н20ТЗР, ХН35ВТ, ХН35ВТЮ, 30X13 и др.;

– пружины, изготавливаемые из хромистых нержавеющей сталей типов 30X13, 14X17Н2 и хромоникелевых сталей типов ХН35ВТЮ, 08X18Н10Т (последнюю применяют в наклепанном состоянии),

– движущиеся детали (шестерни, вал-шестерни, штанги, валы, штоки и т.д.), изготавливаемые из 13- и 17%-ных хромистых мартенситных сталей.

Особое место среди указанных деталей занимают детали приводов исполнительных механизмов. Механизмы приводов регулирующих органов являются единственными узлами внутри реактора, которые имеют подвижные детали, а их ремонт связан с остановкой реактора. Поэтому к материалам деталей исполнительных механизмов предъявляются повышенные требования по прочностным свойствам и износостойкости. Кроме того, для механизмов приводов регулирующих органов, работающих в среде теплоносителя, очень важной является высокая коррозионная стойкость.

Для изготовления деталей приводов регулирующих органов нашли применение в основном хромистые мартенситные стали. Из этих сталей изготавливаются преимущественно две группы деталей, требующих повышенной прочности и твердости. К первой группе относятся силовые детали, рассчитываемые на рабочие напряжения. Такими деталями являются штоки, захваты, корпусные детали. Для изготовления указанных деталей применяют стали марок 20X13, 30X13, 14X17Н2 в высоко отпущенном состоянии. Ко второй группе относятся детали с высокой удельной контактной нагрузкой (пары трения), для которых определяющими являются высокая поверхностная твердость и износостойкость материала. К таким деталям относятся втулки, червяки, шестерни, полумуфты и другие трущиеся детали. Для указанных деталей применяют хромистые мартенситные стали, которые обеспечивают возможность получения высокой твердости. К таким материалам относятся преимущественно хромистые стали с повышенным содержанием углерода, такие как 20X13, 30X13, 40X13, 14X17Н2, 20X17Н2, 95X18 в низко отпущенном состоянии.

В качестве материалов для магнитопроводов и электромагнитных приводов СУЗ применяют ферритные стали типа 08X17Н. К числу других узлов энергетического оборудования, в которых отмечается использование хромистых сталей, относятся главный и вспомогательный циркуляционные насосы, подшипники приводов и арматура. В циркуляционных насосах из стали 14X17Н2 изготовлены, в частности, валы электродвигателя. В задвижках из указанной стали изготовлен шток.

За рубежом для валов, штоков, магнитопроводов, тяг, пружин приводов регулирующих органов, работающих в среде первого контура, используют аналогичные по классу стали типов 410, 420, 430. В ряде случаев применяют и другие материалы, например, высоконикелевый сплав инконель Х750 для крепежа, а также высокопрочные стали переходного класса.

Из всех узлов АЭС, находящихся вне реактора, в наиболее жестких условиях эксплуатации находится трубная система парогенератора. Специфика условий работы парогенератора заключается в том, что отдельные его части контактируют одновременно с теплоносителями первого и второго контуров и, таким образом, подвергаются двухстороннему коррозионному воздействию агрессивных сред. Материалы трубной системы парогенераторов должны обладать высокой коррозионной стойкостью в теплоносителе обоих контуров.

Работоспособность трубных систем парогенераторов определяется не только (и даже не столько) характеристиками материалов, сколько особенностями конструкции самих парогенераторов и качеством воды первого и второго контуров. Важнейшим фактором, определяющим работоспособность трубной системы и зависящим от типа конструкции и водоподготовки, является возможность локального накопления агрессивных примесей, приводящих к коррозионно-механическим повреждениям.

В России в наиболее распространены парогенераторы горизонтального типа. Парогенераторы АЭС с ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, ВВЭР-1200 относятся к конструкциям горизонтального типа с горизонтальным расположением трубных систем, по которым циркулирует вода первого контура.

Корпуса парогенераторов изготавливаются из перлитной стали 22К и 10ГН2МФА, а трубы из стали 08Х18Н10Т. В условиях полного погружения в теплоноситель трубные системы из стали 08Х18Н10Т демонстрируют высокую надежность при соблюдении установленного водно-химического режима. Зона переменной ватерлинии в таких парогенераторах приходится на коллекторы, выполненные из аустенитной стали 08Х18Н10Т в конструкции ПГВ-440. Для предотвращения коррозионного растрескивания коллекторов в районе переменной ватерлинии устанавливаются защитные кожухи. При соблюдении требований по обеспечению герметичности кожухов коллекторы работают надежно. Также взамен кожухов применяется наплавка высоконикелевой стали с содержанием никеля около 35%, которая не чувствительна к коррозионному растрескиванию в данной среде.

Парогенераторы ПГВ-1000 производятся с коллекторами из стали 10ГН2МФА, на внутреннюю поверхность которых наплавляется антикоррозионный слой. Это позволяет полностью предотвратить коррозионное растрескивание в районе переменного уровня воды второго контура.

В зарубежной атомной энергетике наиболее широко применяют вертикальные парогенераторы. Такая конструкция парогенераторов упрощает размещение их под защитной оболочкой АЭС.

Вертикальные парогенераторы с U-образными трубками конструкции фирмы «Westinghouse» оказались ненадежными из-за массового повреждения

трубок, особенно в нижней части в местах заделки их в трубную доску. Считается, что разрушение труб в местах заделки в трубные доски происходит в результате скапливания в указанных местах продуктов коррозии, вызывающих деформацию труб, и последующего межкристаллитного коррозионного растрескивания. Наряду со случаями выхода из строя парогенераторов с трубными системами из высоконикелевых сплавов в США отмечается высокая надежность подобных парогенераторов в Японии и Франции. Такое различие объясняется, прежде всего, более глубокой очисткой питательной воды.

1.7. Конструкционные материалы турбин АЭС

Требования, предъявляемые к материалам элементов турбин АЭС, определяются условиями их работы. Широкий диапазон изменения давлений, температур, влажности, напряжений, нестационарные режимы работы, длительность срока эксплуатации – все это обуславливает необходимость использования высококачественных сталей и сплавов.

Условия работы турбин ТЭС и АЭС во многом сходны, но имеются и некоторые важные отличия, касающиеся главным образом особенностей пароводяного тракта турбин одноконтурных АЭС с кипящими реакторами. Радиоактивный пар на выходе из такого реактора в результате радиолиза воды может содержать до 40 мг/кг свободного кислорода. Вместе с тем коррозия конструкционных материалов здесь наиболее опасна из-за возможности появления долгоживущих радиоактивных изотопов при попадании продуктов коррозии в активную зону реактора. Особенно строго в металле всех деталей пароводяного тракта этих турбин ограничивается содержание кобальта, которого должно быть не более 0,05%. Совершенно необходимо строгое соблюдение водно-химического режима.

Для борьбы с коррозией в турбинах АЭС широко применяются коррозионностойкие хромистые и хромоникелевые стали с содержанием хрома 12% и выше. Хром образует на поверхности стали устойчивую тонкую пленку тугоплавких и прочных окислов, защищающую зёрна стали от окисления. Легирование стали никелем также повышает ее коррозионную стойкость. Для борьбы с межкристаллитной коррозией хромоникелевые стали стабилизируются присадкой титана. Большое значение для повышения коррозионной стойкости сталей имеет режим термообработки. Повреждение поверхности детали из хромистой стали глубокими царапинами, рисками, трещинами может привести к местным коррозионным повреждениям.

Во влажно-паровых турбинах АЭС металлы выбираются также из условия максимального противостояния действию капельной эрозии.

Механические свойства сталей и сплавов определяются характеристиками прочности и пластичности, среди которых важнейшими являются:

– предел текучести – напряжение в растягиваемом образце, вызывающее остаточную деформацию, равную 0,2%;

- временное сопротивление (предел прочности) – напряжение в образце, вызывающее разрушение образца при однократном приложении нагрузки;
- относительное удлинение при кратковременном разрыве – среднее значение остаточного удлинения на длине образца после разрушения его однократным нагружением;
- поперечное сужение при разрыве – относительное уменьшение площади поперечного сечения образца в шейке после его разрушения однократным нагружением;
- ударная вязкость – удельная работа разрушения при изгибном ударе образца стандартной формы с концентратором;
- угол холодного изгиба – угол, на который изгибают специальный образец до появления первой трещины на растягиваемой стороне;
- твердость по Бринеллю НВ.

Важными характеристиками сталей, используемых для изготовления лопаток являются также:

- предел усталости – амплитуда циклического напряжения при симметричном нагружении, вызывающего усталостное разрушение образца через определенное число циклов, называемое долговечностью при усталости;
- логарифмический декремент колебаний – относительное рассеяние энергии в материале за один полный цикл изменения напряжений.

Для металлов, работающих в условиях высоких температур, например, деталей газовых турбин АЭС с высокотемпературными реакторами, существенны характеристики ползучести – предел ползучести и предел длительной прочности.

Все механические характеристики существенно зависят от термообработки, режим которой оговаривается для каждого материала.

Механические характеристики некоторых сталей и область их применения в турбинах АЭС приведены в табл.1.24.

Таблица 1.24. Механические характеристики сталей и область их применения в турбинах АЭС

Марка стали	Механические характеристики					НВ	Область применения
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²		
		не менее					
12X13	440-610	620	20	60	780	193-230	Рабочие и сопловые лопатки, сварные диафрагмы, бандажи, сегменты уплотнений
12X13-Ш	540-	670	16	60	590	207-	Рабочие и сопловые

	705					241	лопатки, сварные диафрагмы, бандажи, сегменты уплотнений
20X13	490-655	670	18	50	690	207-241	Рабочие и сопловые лопатки, сварные диафрагмы, бандажи, сегменты уплотнений
20X13-III	490-655	617-784	18	50	690	207-241	Рабочие и сопловые лопатки, сварные диафрагмы, бандажи, сегменты уплотнений
15X11MФ	670-785	815	13	40	400	255-285	Рабочие лопатки последних ступеней
15X11MФ-III	590-775	740	15	50	590	229-269	Рабочие лопатки последних ступеней
15X12BHMФ, 15X12BHMФ-III	590-735	740	15	50	590	229-269	Рабочие лопатки
18X11MФБ, 18X11MФБ-III	590-735	750	15	50	500	229-269	Рабочие лопатки
34XH3MA	640-835	765	11	32	450	-	Цельнокованные роторы при температуре до 350°C
25X1MФ	490-665	785	15	35	400	-	Цельнокованные роторы при температуре до 350°C
32XM1A	470-635	635	14	35	500	255	Сварные роторы
25Л	235	440	19	30	400	-	Корпуса ЦВД, корпуса клапанов парораспределителя
15X1M1ФЛ	295-540	490	16	35	300	160-225	Корпуса ЦВД, корпуса клапанов парораспределителя
Ст3сп	245	370-490	26	-	700	-	Корпуса ЦНД, обоймы ЦНД
20	245	412	25	55	900	-	Компенсаторы, ресиверы
12X18H9T	216	510	35	40	540	-	Компенсаторы, ресиверы
25X1MФ	665-785	815	16	50	600	-	Крепежные детали
35	350	540	16	40	600	-	Крепежные детали
35XM	635-786	785	13	40	600	-	Крепежные детали

К наиболее ответственным элементам паровых турбин относятся лопатки, ротора, корпуса турбин.

Материал лопаток выбирается с учетом статических напряжений в педервой и рабочей части. Важными требованиями, предъявляемыми к материалу лопаток, являются его эрозийная и коррозионная стойкость. Металл лопаток должен не иметь волосовин, способных снижать усталостную прочность. Резкое уменьшение склонности к образованию волосовин обладает металл электрошлакового переплава. Для обеспечения работоспособности лопаток в зоне влажного пара (лопатки последних ступеней ЦНД) проводится противоэрозийное упрочнение их кромок и околосромочной зоны. Это упрочнение осуществляется путем электроискрового нанесения твердого сплава (например, стеллита), напайкой пластин из твердого сплава и поверхностной закалкой околосромочной зоны лопаток с применением ТВЧ. Для лопаток турбин, применяемых в одноконтурных АЭС, наплавка твердым сплавом, содержащим кобальт, не допускается. Бандажная лента для лопаток изготавливается из термически обработанного материала с тем же коэффициентом линейного расширения. На поверхности ленты не допускаются трещины, плены, расслоения.

На рис.1.19 приведен внешний вид лопаток паровой турбины К-1200-6,8/50.

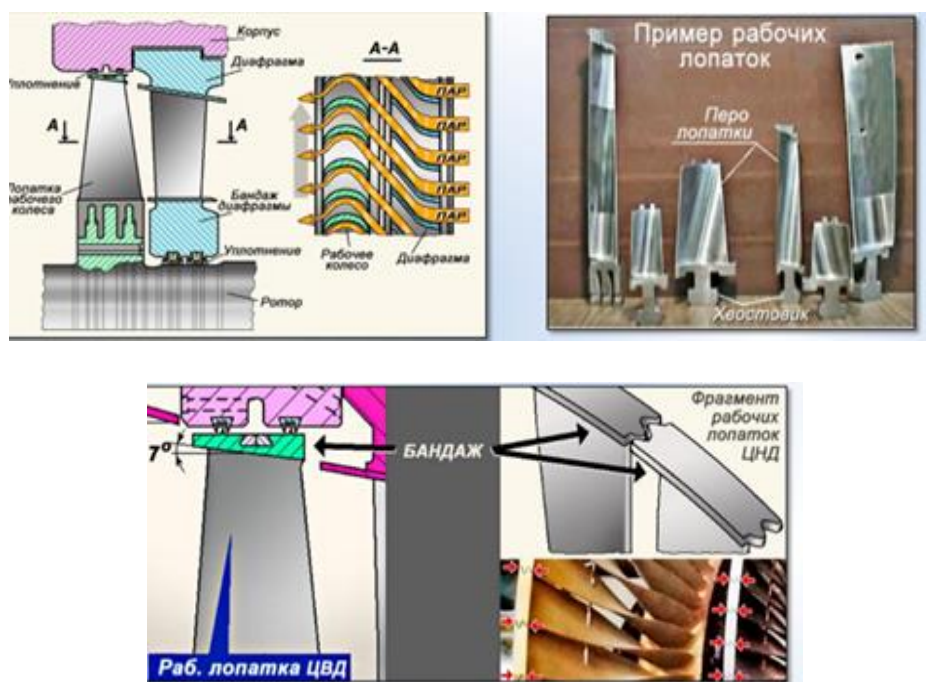


Рисунок 1.19. Лопатки паровой турбин К-1200-6,8/50

Рабочие лопатки всех ступеней, за исключением двух последних, изготавливаются из коррозионностойкой, жаростойкой и жаропрочной хромистой нержавеющей сталей 12Х13 (12Х13-Ш), 20Х13 (20Х13-Ш). Стали обладают высоким декрементом колебаний во всем диапазоне рабочих темпера-

тур. Из этой же стали изготавливаются замки и замковые лопатки, бандажы всех видов: ленточные, трубчатые и проволочные.

Для высоконагруженных рабочих лопаток последних и предпоследних ступеней мощных турбин применяется коррозионностойкая сталь 15X11МФ. Лопатки последней ступени турбины К-1000-60/1500 («Турбоатом») изготавливают из стали 12X11МФ-Ш, турбины К-1000-60/3000 («ЛМЗ») изготавливают из сплава титана ТС-2.

Лопатки последней ступени турбины К-1200-6,8/50 («ЛМЗ») (рис 1.18) изготавливаются из сплава титана ВТ-6 (Ti; Al 5,5-6,7,7; V 3,5-4,5; С 0,1; Fe 0,4) с цельно фрезерованным бандажом с торцевым елочным хвостом. Применение такой лопатки позволяет в быстроходной турбине 1200 МВт реализовать глубокий вакуум.

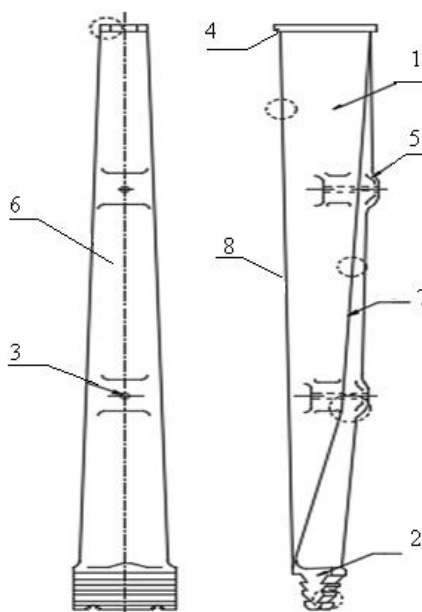


Рис. 1.20. Принципиальная схема рабочей лопатки турбины К-1200-6,8/50: 1 – рабочая часть (перо); 2 – хвостовик; 3 – отверстия под проволочную связь; 4 – интегральный бандаж; 5 – утолщение; 6 – профильная часть; 7 – выходная кромка; 8 – входная кромка

Сплав ВТ6 благодаря легирующим добавкам имеет очень высокое качество. В химический состав сплава входит алюминий, который благоприятно влияет на прочность, измельчая зерно стали, повышает жаростойкость сплава, а также ванадий, который повышает пластичность, вязкость, улучшает структуру и способствует закаливанию. Механические характеристики сплава ВТ-6 приведены в таблице 1.25.

Таблица 1.25. Характеристики последней ступени части низкого давления турбины К-1200-6,8/50

Компонент турбины	Марка материала	Механические свойства, не менее				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²

Пятая ступень ЦНД	ВТ-6	820	950-1200	10	25	350
-------------------------	------	-----	----------	----	----	-----

В паровых турбинах АЭС применяются цельнокованные роторы, сварные роторы и роторы с насадными дисками.

На рис.1.21 представлен внешний вид ротора низкого давления турбоустановок 1000 МВт.

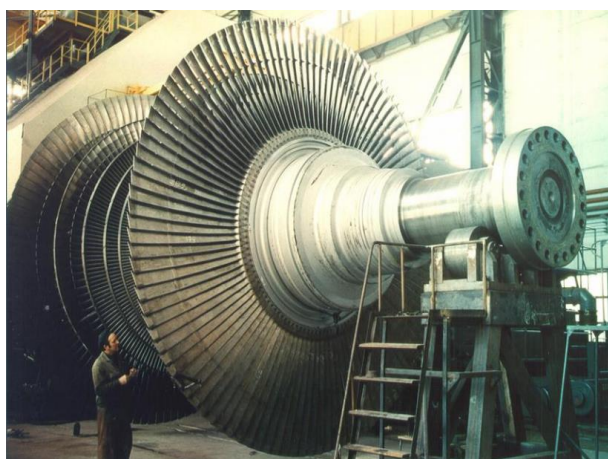


Рисунок 1.21. Ротор низкого давления турбоустановок мощностью 1000 МВт

Роторы омываются паром. Поэтому их ресурс в частности определяется коррозионной стойкостью материала. Тем не менее, как правило, роторы изготавливают из конструкционных легированных перлитных сталей и лишь в отдельных случаях из коррозионно-эрозиястойких сталей. В случае использования паровых турбин для одноконтурных АЭС содержание кобальта в стали не должно превышать 0,05 %. Важным требованием, предъявляемым к материалу, является обеспечение переходной температуры хладноломкости по критерию 50 % волокна в изломе. При изготовлении заготовок роторов используются специальные технологические процессы, обеспечивающие достаточный уков и чистоту металла. Отливка слитков производится с применением вакуумирования. Термическая обработка производится в специальных печах, обеспечивающих постоянство температуры в разных участках заготовки ротора. При отработке технологического процесса после термической обработки производится разрезка и исследования опытных заготовок на заводе поставщике, предусматривающие испытания механических свойств и структуры на образцах, вырезанных в различном направлении из различных участков ротора. Кроме обеспечения требований по механическим свойствам и переходной температуре хладноломкости металл роторов должен обладать малым разбросом прочностных характеристик по наружному диаметру. К материалу ротора предъявляются требования по микроструктуре, величине остаточных напряжений, результатам ультразвукового контроля, перископического контроля и тепловых испытаний, оговоренные специальными техни-

ческими условиями. Индивидуальный контроль металла ротора производится путем определения механических свойств с обоих концов бочки ротора, а также из кольца от бочки ротора. Образцы вырезаются из диаметрально противоположных мест кольца. Ультразвуковой контроль производится после термической обработки. Контроль за однородностью свойств штатных заготовок производится путем измерения твердости по Бринеллю в различных точках. Отсутствие ликвации химического состава металла и его чистотой производится методом снятия серных отпечатков. Для заготовок роторов, проходящих термическую обработку без центрального отверстия, производится трепанация ротора с извлечением осевого стержня и его испытаниями. Причина требований к однородности структуры и механических свойств заключается в следующем. При длительной работе ротора исходная анизотропия механических свойств и структуры в разных точках окружности может приводить к погибу оси ротора в связи отличиями сопротивления ползучести и предела текучести металла с разными структурами. Поэтому требования минимального разброса свойств в заготовке ротора напрямую связаны с надежностью его длительной эксплуатации. Для обеспечения надежной работы шеек валов в подшипниках используются насадные втулки и наплавки поверхностного слоя.

Цельнокованные роторы с рабочей температурой ниже 300 °С изготавливаются из перлитной хромоникелемолибденовой стали 34ХН3МА. Для роторов, работающих в области умеренных и высоких температур (выше 350°С), применяются жаропрочные стали 20Х3МВФА и 25Х1М2Ф.

Сварные роторы быстроходных турбин АЭС изготавливаются из перлитной слаболегированной стали 32ХМ1А, получаемой с помощью вакуумно-дугового или электрошлакового переплава. Поковки элементов сварных роторов тихоходной турбины К-500-60/1500 выполнены из хромомолибденоникелеванадиевой стали 24Х2НМФА. Ротор турбины К-1000-60/1500 («Турбоатом») изготавливают из стали 25Х2НМФА, турбины К-1000-60/3000 – из стали 27Х3МФА.

Для лопаточных и роторных сталей устанавливается не только нижняя, но и верхняя граница предела текучести. Превышение последней недопустимо, так как при этом происходит резкое смещение критической температуры хрупкости в область положительных температур, а для металлов поковок дисков и хвостовиков сварных роторов – из-за повышения склонности к трещинообразованию при сварке.

Детали направляющего аппарата изготавливаются из разных материалов. В их число входят хромистые коррозионностойкие стали, обладающие стойкостью против щелевой эрозии, низколегированные перлитные стали и литые диафрагмы из чугуна с использованием бандажей из нержавеющей стали. Тела и ободья сварных диафрагм ЦВД изготавливаются из хромистых нержавеющей сталей 08Х13 или 12Х13, а в ЦНД – из углеродистой стали

марки СтЗсп. Сопловые лопатки, бандажные ленты и сегменты уплотнений сварных диафрагм выполняются из хромистой стали 12Х13.

Корпуса цилиндров высокого давления и клапанов парораспределения выполняются литыми из углеродистой стали 25Л (в турбине К-220-44, наружный корпус ЦВД турбины К-500-65/3000) или хромомолибденованадиевой стали 15Х1М1ФЛ (внутренний корпус ЦВД турбин К-500-65/3000, К-500-60/1500).

Корпуса и обоймы ЦНД турбин также выполняются сварными из проката углеродистой стали спокойной выплавки – СтЗсп.

Для ответственных сварных деталей, работающих под давлением (линзы компенсаторов, обечайки ресиверов и др.), применяется углеродистая качественная конструкционная сталь марки 20 или хромоникелевая аустенитная сталь 12Х18Н9Т (детали ресивера турбины К-500-65/3000 от ЦВД к СПП).

1.8. Конструкционные материалы трубопроводов и арматуры АЭС

1.8.1 Конструкционные материалы трубопроводов АЭС и требования к ним

Соединение между собой отдельных агрегатов АЭС требует большого числа трубопроводов. Кроме главных существует большое количество вспомогательных трубопроводов различных диаметров и назначений. Общая протяженность трубопроводов на мощной АЭС – несколько километров. Все трубопроводы и устанавливаемую на них арматуру различают по назначению и основным показателям, например, трубопроводы главного циркуляционного контура, вспомогательные реакторного контура, активной пульпы, питательные и конденсатные, свежего и отборного пара, дренажные и др. Различают также трубопроводы по параметрам (давление, температура), протекающей в них среде (вода, пар, пароводяная смесь, воздух) и уровня ее радиоактивности, периодичности работы (непрерывная работа, периодическое включение). Наиболее ответственны трубопроводы главного циркуляционного контура, так как по этим трубопроводам проходит радиоактивная среда с наибольшими параметрами и расходами.

На атомной электростанции в основном применяют бесшовные трубы – холоднотянутые и горячекатаные, для вспомогательных трубопроводов – сварные. Марки стали для труб, по которым транспортируют коррозионно-неагрессивные среды, зависят от температуры среды. При температуре до 450 °С используют углеродистые стали 10 и 20. В интервале температуры 450-570 °С – стали перлитного класса, легированные хромом 0,5-2,0%, молибденом 0,3-1,0% и ванадием 0,2-0,4%; наиболее распространены стали 12Х1МФ и 15ХМ1Ф. Такие же стали целесообразны и для температуры ниже 450 °С, если диаметр трубопровода значителен и целесообразно уменьшить толщину стенки. Для АЭС это относится к трубопроводу насыщенного пара, идущему к турбинам.

Значительное распространение в атомной энергетике получили стали типа 08X18H10T, обладающие наиболее высокой общей коррозионной стойкостью, что важно для поддержания высокой чистоты воды реакторного контура, а также при транспортировке коррозионно-агрессивных сред, например, в системах дезактивации. В современных условиях эту сталь с успехом заменяют сталью мартенситно-ферритного класса 10X9MФБ. По сравнению со сталью 12X1MФ она имеет более высокие прочностные свойства и высокопластична. В сравнении со сталью 1X18H9T она имеет следующие преимущества – не содержит никеля, экономно легирована хромом, не склонна к коррозии под напряжением, более теплопроводна, менее дорога. Единственный ее прежний недостаток – плохая свариваемость – в настоящее время преодолен. Остальные трубопроводы АЭС выполняют из сталей перлитного класса, а наименее ответственные – из простых углеродистых. Как было указано выше, для реакторного контура ранее широко использовали сталь 09X18H9T. Так, для ВВЭР-440 трубопроводы главного циркуляционного контура диаметром 550 мм выполняли из стали 09X18H10T, что существенно удорожало оборудование АЭС. Поэтому трубопроводы диаметром 850 мм для ВВЭР-1000 и 750-900 мм для РБМК-1000 применены штампосварными из перлитной стали с плакировкой изнутри нержавеющей аустенитной сталью толщиной 5 мм. Главное назначение плакировки – защита стали от эрозии, так как при реальной скорости воды в реакторном контуре перлитная сталь в большой мере подвержена эрозии. При плакировке уменьшается поступление продуктов эрозии и коррозии в реакторную воду и возможность их осаждения на твэлах.

Трубопроводы КМЩ реактора РБМК диаметром до 300 мм были выполнены из сталей типа 08X18H10T.

Все трубопроводы и особенно те, температура среды в которых выше 45°C, должны иметь тепловую изоляцию, причем на швах и в местах сварки она выполняется так, чтобы допускался быстрый съем и восстановление ее. Наиболее ответственные трубопроводы имеют металлическую обшивку (листовым алюминием или оцинкованной сталью).

В зависимости от расхода и скорости среды внутренний диаметр труб (м) определяется по формуле:

$$d_{\text{вн}} = 2 \sqrt{\frac{4}{\pi} \cdot \frac{G \cdot V}{c}}, \quad (1.6)$$

где G – расход среды, кг/с;

V – удельный объем среды, м³/кг;

c – скорость среды, для выбора которой, по опыту проектных организаций, можно ориентироваться на следующие примерные значения; для свежего пара – 45-50 м/с, для пара низкого давления – 50-70 м/с, для конденсата

и питательной воды – 2-3 м/с (трубы из углеродистых сталей) и 8-12 м/с (трубы из аустенитных нержавеющей сталей), для газа и воздуха – 10-20 м/с.

Необходимая толщина стенки трубопровода определяется из расчета на прочность, по сортаменту изготавливаемых труб выбирают трубы, ближайшие по размерам и проверяют их на прочность.

Расходы насыщенного пара на турбины АЭС так велики, что даже для предельного диаметра труб, выпускаемых промышленностью, приходится предусматривать две нитки паропроводов для ВВЭР-440 и четыре нитки для АЭС мощностью 1000 МВт и более.

Все трубопроводы крепят к несущим строительным конструкциям. Соответствующие опорные или подвесные конструкции должны не только воспринимать массу трубопроводов и предохранять их от возможных вибраций, но и обеспечивать беспрепятственное температурное удлинение труб. Трубопроводы работают в условиях переменной температуры как при нормальной эксплуатации, так и, еще в большей мере, в процессах останова и расхолаживания, а также при разогреве и пуске после останова. В результате изменения температуры среды меняется температура металла, а поэтому и длина трубопроводов. Если не обеспечить возможности свободного удлинения трубопроводов, то в металле могут возникнуть дополнительные напряжения, значения которых зависят от температуры среды. Не учёт этих удлинений может привести к разрушению труб.

Опоры распределяют по длине трубопроводов с обеспечением удлинения от неподвижных опор в сторону к подвижным. Подвижные опоры подразделяют на три типа: допускающие перемещение в горизонтальном, вертикальном и любом направлениях. Опоры для горизонтальных перемещений труб большого диаметра обычно выполняют скользящими, реже шариковыми или роликовыми. Для трубопроводов главного циркуляционного контура ВВЭР мертвые точки – места присоединения их к корпусу реактора, а для контура многократно-принудительной циркуляции РБМК – места присоединения к барабанам – сепараторам.

Пружинные опоры допускают вертикальные перемещения, а пружинные подвесные опоры обеспечивают свободное перемещение в любом направлении.

Предпочтительна такая трасса трубопроводов, чтобы ее гибкость была достаточной для самокомпенсации температурных удлинений. Это имеет место в трубопроводах, у которых протяженность взаимно перпендикулярных участков примерно равна. Если же гибкость недостаточна, то создают специальные изогнутые участки (компенсаторы), обычно П-образной формы, перпендикулярные направлению наибольшего температурного удлинения. Количество компенсаторов и их размеры зависят от температуры среды, коэффициента линейного расширения и расстояния между неподвижными опорами.

Чем меньше диаметр трубопровода, тем легче обеспечить самокомпенсацию удлинений, иногда этому способствует конструктивное оформление,

например, для трубок теплообменной поверхности парогенератора обеспечена самокомпенсация удлинений.

Компенсация температурных удлинений может быть достигнута за счет перемещения оборудования, к которому присоединяется трубопровод (парогенератор, ГЦН и др.).

Опоры и подвески трубопроводов рассчитывают на массу трубопровода, наполненного водой и покрытого изоляцией. Расстояние между соседними опорами 2-8 м в зависимости от диаметра трубопровода: для меньшего диаметра принимают меньшие расстояния, так как гибкость таких трубопроводов больше.

Стали перлитного класса имеют существенно меньший коэффициент линейного расширения, чем стали аустенитного класса (табл. 1.26). Поэтому для реакторного контура предпочтительнее стали перлитного класса, тем более что с увеличением диаметра трубопровода возрастают трудности его трассировки с обеспечением самокомпенсации.

Таблица 1.26. Коэффициент теплового расширения и теплопроводность для сталей различных классов

Класс стали	Допустимая температура, °С	Коэффициент теплового расширения, мм/(м К)	Теплопроводность, кДж/(м·ч·К)
Углеродистая (сталь 20)	100 - 450	0,0123 - 0,0145	184 - 146
Легированная перлитная	450 - 580	0,0133 - 0,0147	142 - 115
Мартенситно-ферритная	500 - 700	0,0121 - 0,0126	100 - 99
Аустенитная	100 - 400 500 - 700	0,0171 - 0,0186 0,0186 - 0,0195	50 - 78,5 80,5 - 95

Длина труб, выпускаемых промышленностью, обычно 8-12 м; длина трубопроводов всегда больше. Места соединений участков трубопроводов между собой, с арматурой и отдельными агрегатами в реакторном контуре требуют особого внимания. Ремонт трубопроводов реакторного контура чрезвычайно затруднителен, поэтому качеству сварки уделяется особое внимание, так как от этого во многом зависят срок службы и надежность работы установки. Необходимо точное соблюдение технологии сварки с последующей проверкой качества сварки современными методами контроля.

Трубопроводы главного циркуляционного контура приваривают к патрубкам корпуса реактора. Аналогично эти трубопроводы соединяют с коллектором теплоносителя в парогенераторе ВВЭР. Трубопроводы главного циркуляционного контура соединяют с ГЦН также сваркой. На эти трубопроводы приходится наибольшие массовые расходы. Главный циркуляционный контур необходимо проектировать с максимальной простотой, мини-

мальной протяженностью и высокой надежностью, без застойных зон и участков резкого изменения скорости. Горизонтальные трубопроводы главного реакторного контура прокладывают с уклоном 0,004 в сторону выпуска дренажа из них.

Трубопроводы второго контура работают на нерадиоактивной среде, их также соединяют главным образом сваркой, хотя в отдельных случаях возможны и фланцевые соединения, например, подсоединение конденсатных и питательных насосов к трубопроводам. Учитывая, что эти соединения требуют постоянного внимания во время эксплуатации, количество их должно быть минимальным. Трасса трубопроводов конденсатно-питательного тракта должна быть максимально простой с учетом компенсации удлинений и уклоном не менее 0,004 в сторону вывода дренажа.

Все трубопроводы как первого, так и второго контуров в верхних точках снабжают воздушниками для удаления воздуха при заполнении систем. В двухконтурной АЭС такие воздушники устанавливают на ГЦН и верхних днищах коллекторов первого контура, вваренных в корпуса парогенераторов, так как они являются наивысшими точками контура.

Для трубопроводов большого диаметра и для крупного оборудования, особенно при высокой температуре, очень важен режим прогрева в процессе пуска и охлаждения во время останова. Для предотвращения недопустимых напряжений в металле оборудования главного циркуляционного контура скорость охлаждения не должна превышать 20 К/ч, а разогрева – 30 К/ч.

При прогреве паропроводов образуется значительное количество конденсата, для отвода которого организуется дренаж: пусковой и постоянный.

Пусковой используется только в процессе пускового прогрева паропроводов; постоянный – при эксплуатации периодически включаемых в работу участков паропровода для поддержания их в прогретом состоянии. Постоянный дренаж трубопроводов высокого давления обычно осуществляют за счет непрерывного протока небольшого количества пара через дренажную трубу с установленной на ней дроссельной шайбой. Трубопроводы низкого и среднего давлений могут дренироваться через специальные конденсатоотводчики, отводящие только конденсат, образующийся за счет потери теплоты в окружающую среду, но не пропускающие пар.

Тупиковые участки вентилируют для предотвращения скопления в них конденсата, для чего трубой малого диаметра соединяют конечную точку тупикового участка с магистральным трубопроводом. Благодаря этому на участке паропровода от места подвода пара до места врезки вентилирующей трубы создается движение пара, обеспечивающее необходимый тепловой режим.

Трубопроводы прокладывают так, чтобы была возможность их полного опорожнения через систему спускных дренажей, трубы которых имеют уклон не менее 0,002.

Для сокращения потерь теплоты и конденсата дренажи паропроводов возвращают в паросиловой цикл станции: собирают в дренажные баки и дре-

нажными насосами перекачивают через очистные фильтры в деаэрационные баки.

Трубопроводы низкого давления (2,2 МПа) из углеродистой стали при $D < 100$ и из нержавеющей при $D < 80$ поставляются в комплекте с опорами, арматурой и крепежом.

В табл. 1.27 и 1.28 приведены марки сталей рекомендуемые для изготовления трубопроводов АЭС, предельные параметры и обязательные механические испытания.

Таблица 1.27. Стали для бесшовных труб

Марка стали	Предельные параметры применения		Контролируемые характеристики										Гарантируемые характеристики, $\sigma_{0,2}$	
			Механические свойства					Технологические испытания	Дефектоскопия	Макроструктура	Микроструктура	Неметаллические включения		
	t, °C	P, МПа	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	Ψ	КС							
10, 20	300	1,6	+	+	+	-	-	+	-	+	-	-	-	-
10, 20	425	6,4	+	+	+	+	+	+	-	+	-	-	-	-
20	425	5,0	+	+	+	+	+	+	-	-	-	-	-	-
20, 20-ПВ	450	не ограничено	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
10Г2	350	5,0	+	+	+	-	-	+	-	+	-	-	-	-
09Г2С	435	5,0	+	+	+	-	+	+	+	+	-	-	-	-
15ГС	450	не ограничено	+	+	+	+	+	-	+	+	+	-	+	+
			+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
16ГС	450	не ограничено	+	+	+	+	+	-	+	+	-	+	+	+
15ХМ	550	не ограничено	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+

12Х1МФ 12Х1МФ- ПВ	570	не огра- ниче- но	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
15Х1М1Ф	575	не огра- ниче- но	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
			+	+	+	+	+	+	-	+	+	+	-	+
			+	+	+	+	+	+	-	+	+	+	+	+
10Х9МФБ -Ш	575	не огра- ниче- но	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	+	+

σ_B – предел прочности материала (временное сопротивление), МПа (кгс/мм²); $\sigma_{0,2}$ – предел текучести материала, МПа (кгс/мм²); δ – относительное удлинение, %; Ψ – относительное сужение, %; КС – ударная вязкость, Дж/см² (кгс·м/см²).

Таблица 1.28. Стали для сварных труб

Марка стали	Предельные параметры применения		Контролируемые (сдаточные) характеристики													Га- ран- ти- руе- мая ха- рак- те- ри- сти- ка $\sigma_{0,2}$
			Механические свойства							Дефекто- скопия		Гид- рав- liche- ские испы- тания	Тех- ноло- гиче- ские испы- тания	Мик- ростр- укту- ра свар- ного со- еди- нения		
	Основной металл				Сварное соеди- нение			Ос- нов- ного ме- тал- ла	Свар- ного со- еди- не- ния							
	t , °С	R, МПа	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	КС	σ_B			КС	стати- ческий изгиб					
Прямошовные трубы																
Ст3сп	115	1,0	+	+	+	+	+	+	+	-	+	+	-	-	-	
	300	1,6	+	+	+	+	+	+	-	-	+	+	+	-	-	
	300	2,5	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	+	
10, 20	300	1,6	+	+	+	+	+	+	-	-	+	+	+	-	-	
20	350	2,5	+	+	+	+	+	+	-	-	+	+	-	-	-	
	350	2,5	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	+	
09Г2С	350	2,5	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	+	
16ГС	350	2,5	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	+	
17ГС	300	1,6	+	+	+	+	+	-	-	-	-	+	-	-	-	
	350	2,5	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	+	
17Г1С	300	1,6	+	+	+	+	+	-	-	-	-	+	-	-	-	
	425	2,5	+	+	+	+	+	+	-	-	+	+	-	-	-	
	350	2,5	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	+	

17Г1С-У	300	1,6	+	+	+	+	+	-	-	-	-	+	-	-	-
	425	2,5	+	+	+	+	+	+	-	-	+	+	-	-	-
	350	2,5	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	+
06ГФАА	115	1,0	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	-
Трубы со спиральным швом															
СтЗсп	300	2,5	+	+	+	+	+	+	+	-	+	+	-	-	-
20	350	2,5	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	+	+
	350	2,5	+	+	+	+	+	+	-	+	+	+	-	-	-
17ГС 17Г1С 17Г1С-У	350	2,5	+	+	+	+	+	+	-	-	+	+	-	-	-
			+	+	+	+	+	+	+	+	-	+	+	-	-
06ГФАА	115	1,0	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	-	-

1.8.2. Конструкционные материалы трубопроводной арматуры АЭС и требования к ней

На АЭС для подавляющего большинства контуров применяется арматура, изготавливаемая из углеродистых, легированных или коррозионностойких сталей.

Основными требованиями, предъявляемыми к деталям арматуры, являются прочность и долговечность, поэтому другие материалы, хотя и более дешевые, но менее надежные, чем стали, на АЭС, как правило, не применяются. Обычно материал корпусных деталей арматуры соответствует материалу трубопровода, на котором она устанавливается, поскольку основные требования к материалу трубопровода и корпусных деталей арматуры совпадают. Однако могут быть и исключения, например, для арматуры вспомогательных трубопроводов.

Арматура, предназначенная для радиоактивных теплоносителей, изготавливается из сталей, коррозионностойких в промывочных и дезактивирующих растворах.

Одним из наиболее важных факторов, определяющих условия работы и выбор материала деталей арматуры, является температура. По температуре стали сгруппированы в девять характерных групп, каждая имеет свою градацию температур в соответствии с изменениями механических свойств данной группы сталей по мере повышения рабочей температуры среды.

Трубопроводы и арматура первого контура обычно изготавливаются из коррозионно-стойких сталей (например, 08Х18Н10Т), что диктуется требованиями снизить до минимума количество продуктов коррозии в теплоносителе.

Трубопроводы и арматура второго контура с водяным теплоносителем изготавливаются из углеродистых или низколегированных сталей перлитного класса, так как параметры среды допускают применение этих сталей.

Требования к конструкционным материалам трубопроводной арматуры АЭС устанавливает ГОСТ 13901-2013:

– материалы для изготовления арматуры должны выбираться с учетом их физико-механических, технологических характеристик и условий эксплуатации для обеспечения работоспособности в течение срока службы и соответствовать требованиям нормативной документации (НД) и техническим условиям (ТУ);

– соответствие материалов и полуфабрикатов требованиям нормативной документации (НД) и техническим условиям (ТУ) подтверждают сертификатами изготовителей. Если в сертификате указаны не все необходимые данные, то изготовитель должен выполнить контрольную проверку материала по недостающему показателю согласно НД или ТУ;

– для изготовления основных деталей арматуры 1, 2 и 3-го классов безопасности применяют материалы, разрешенные для использования на АЭС и удовлетворяющие требованиям НД. Наиболее распространенные марки сталей приведены в табл. 1.29;

– в арматуре из коррозионно-стойкой стали в материале деталей (кроме сильфонов) площадью поверхности более 0,01 м, контактирующих с теплоносителем I контура АЭС, содержание кобальта должно быть не более 0,2%. В обоснованных случаях допускается отклонение от этой величины на основании совместного решения разработчика арматуры, проектанта станции и проектанта реакторной установки;

– материалы деталей арматуры и комплектующих изделий, которые могут быть подвергнуты дезактивации, а также их защитные покрытия должны быть коррозионно-стойкими к дезактивирующим растворам;

– материалы, применяемые для изготовления арматуры 4-го класса безопасности, должны соответствовать требованиям ГОСТ 33260-2015 или техническим условиям.

Таблица 1.29. Материалы основных деталей трубопроводной арматуры АЭС

Материал		Вид полуфабриката	Стандарт на химический состав
Наименование	Обозначение марки		
Углеродистые стали	Ст3сп5	Листы, трубы, поковки, сортовой прокат	ГОСТ 380
	20		ГОСТ 1050
	20Л	Отливки	ГОСТ 977
	22К, 22К-ВД, 22К-Ш	Листы, поковки	ГОСТ 5520
	25	Поковки, сортовой прокат	ГОСТ 1050
	25Л		Отливки
	35	Поковки, сортовой	ГОСТ 1050

		прокат		
	45			
Кремнемарганцовистые стали	09Г2С	Листы, трубы	ГОСТ 19281	
	15ГС	Листы, трубы, поковки	По ТУ	
	16ГС	Листы, трубы	ГОСТ 19281	
Легированные стали	35Х	Поковки	ГОСТ 4543	
	40Х			
	12ХМ	Листы	ГОСТ 5520	
	15ХМ	Трубы, поковки	ГОСТ 4543	
	30ХМА	Сортовой прокат		
	35ХМ			
	12Х1МФ	Трубы, сортовой прокат	ГОСТ 20072	
	38ХН3МФА	Листы, поковки, сортовой прокат	ГОСТ 4543	
	38Х2МЮА*	Поковки		
Высокохромистые стали	20Х13	Листы, поковки, сортовой прокат	ГОСТ 5632	
	30Х13			
	14Х17Н2	Поковки, сортовой прокат		
	07Х16Н4Б, 07Х16Н4Б-Ш	Поковки, сортовой прокат, отливки		
Коррозионно-стойкие стали аустенитного класса	10Х18Н9*, 10Х18Н9-ВД, 10Х18Н9-Ш	Листы, поковки	По ТУ	
	12Х18Н9	Листы, трубы, сортовой прокат	ГОСТ 5632	
	08Х18Н10Т	Листы, трубы, поковки, сортовой прокат		
	08Х18Н12Т	Листы, трубы		
	12Х18Н10Т	Листы, трубы, поковки, сортовой прокат		
	12Х18Н9Т	Листы, поковки, сортовой прокат		
	12Х18Н12Т	Листы, трубы, поковки, сортовой прокат		
	12Х18Н9ТЛ	Отливки		ГОСТ 977
	12Х18Н12М3ТЛ			
	12Х18Н12М3Л*			
	10Х17Н13М2Т	Листы, трубы, поковки, сортовой прокат		ГОСТ 5632
	03Х17Н14М3	Листы		

Железоникелевые сплавы	ХН35ВТ (или 12ХН35ВТ)	Сортовой прокат	ГОСТ 5632
	ХН35ВТ-ВД (или 12ХН35ВТ-ВД)		
Никель	НП2	Листы	ГОСТ 492
* Материалы, применяемые только для изделий, работающих в контакте с жидким металлическим теплоносителем.			

1.9. Цветные металлы и сплавы оборудования АЭС

1.9.1. Алюминий и его сплавы.

Алюминий – элемент третьей группы третьего периода периодической системы. Физические свойства алюминия отражены в табл. 1.30

Таблица 1.30 Физические свойства алюминия

Физическое свойство	Значение
Атомный номер	13
Относительная атомная масса	26,98
Сечение поглощения тепловых нейтронов, м ²	$2,15 \cdot 10^{-29}$
Плотность, г/см ³	2,7
Температура плавления, °С	660
Коэффициент линейного расширения при температуре 20-600 °С град ⁻¹	$28,7 \cdot 10^{-6}$
Коэффициент теплопроводности при температуре 100-200°С, Вт/(м·°С)	158,3
Кристаллическая структура	ГЦК
Параметры кристаллической решетки, нм	$a = 0,405$

Алюминий относится к группе легких металлов, с невысокой температурой плавления. Обладает высокой тепло- и электропроводностью. Химически активен, но образующаяся плотная пленка оксида алюминия Al₂O₃, предохраняет его от коррозии. Малое сечение захвата тепловых нейтронов, низкая плотность делают алюминий весьма перспективным для реакторостроения. Температура плавления алюминия невысока. Алюминий не претерпевает структурных превращений до температуры плавления.

Природный алюминий состоит из стабильного изотопа ²⁷Al. При взаимодействии с нейтронами по реакции (*n*, γ) образуется радиоизотоп ²⁸Al с периодом полураспада 2,24 мин. Из алюминия и его сплавов изготавливают оболочки ТВЭЛов, каналные трубы, трубопроводы, обечайки баков и др. Низкое сечение поглощения тепловых нейтронов алюминия позволяет в случае использования его в активной зоне работать на природном уране при значительной степени выгорания.

Алюминий высокой чистоты (чистый алюминий) маркируется А99 (99,999 % Al), А8, А7, А6, А5, А0 (содержание алюминия от 99,85 % до 99

%). Чем меньше примесей в алюминии, тем выше его тепло- и электропроводность, коррозионная стойкость и пластичность.

Наряду с чистым алюминием (содержание всех примесей 0,0002%) в реакторостроении широко применяются сплавы алюминия, которые можно разбить на несколько групп:

технический алюминий содержит – 0,5% примесей, в основном Fe и Si; сплавы, легированные никелем и железом, из этих сплавов изготавливают оболочки ТВЭЛов, эксплуатирующихся при температуре до 200 °С;

более прочные сплавы, легированные медью, кремнием, марганцем и хромом применяют для изготовления технологических каналов.

Значительное упрочнение алюминия может быть достигнуто введением в него окисла алюминия. Изделия из таких композиций получают методами порошковой металлургии, прессованием с последующим спеканием тонкодиспергированного алюминиевого порошка. Такие композиции типа спеченных алюминиевых порошков (САП) содержат 8-10% окиси алюминия. Композиции САП состоят из алюминиевых зерен, частично охваченных пленками окисла. Керамический окисел обладает высокой твердостью и прочностью. Охватывая мелкие зерна алюминия, окись препятствует срастанию их в крупные и ограничивает ползучесть. Высокая прочность сплавов САП получается вследствие ухудшения пластичности.

Некоторые элементы, которыми легируют алюминиевые сплавы, значительно растворяются в алюминии в твердом состоянии при повышенной температуре. Растворимость их падает с уменьшением температуры. Для получения структуры алюминиевого сплава в виде твердого раствора сплав нагревают до температуры, обеспечивающей полное растворение легирующего элемента с последующим быстрым охлаждением. При такой операции закалке – при комнатной температуре фиксируется неравновесный твердый раствор. Поскольку твердый раствор нестабилен, в результате процесса старения происходит его распад. Процесс старения может быть ускорен нагреванием до 120-170°С в течение 4-12ч. Эта обработка называется искусственным старением или дисперсионным твердением. Старение увеличивает прочностные характеристики сплавов алюминия. Для снятия наклепа сплавы алюминия отжигают при температуре 350-400°С в течение 0,5-2 ч.

Сплавы алюминия, кроме металлокерамических, достаточно пластичны и в этом смысле технологичны. Из них легко изготавливать изделия методом прессования, выдавливания. Сварка сплавов алюминия встречает некоторые трудности, однако процесс этот освоен и широко применяется при изготовлении ТВЭЛов. Изделия из сплавов алюминия могут быть соединены пайкой или склеиванием. Благоприятные физические, механические, технологические характеристики сплавов алюминия позволяют широко применять их для изготовления оболочек ТВЭЛов и других элементов активной зоны. ТВЭЛы с оболочкой из алюминиевых сплавов применяют в исследовательских реак-

торах, реакторах для производства плутония, в экспериментальных кипящих реакторах.

К сплавам, идущим на изготовление оболочек, предъявляют требования высокой пластичности. От сплавов, идущих на изготовление каналов и других конструкций активной зоны, требуется высокая прочность.

Механические характеристики алюминия и его сплавов. Чистый алюминий очень пластичен и непрочен. Предел прочности его равен 50-60 МПа. Небольшое количество примесей, присутствующих в техническом алюминии, упрочняет его. Прессованные и холоднотянутые или холоднокатаные трубы из технического алюминия после отжига при температуре 400-450°C имеют следующие механические характеристики:

Предел прочности σ_B , МПа	80-100;
Предел текучести σ_T , МПа	30-50;
Относительное удлинение δ , %	20-30.

Несколько более прочен сплав алюминия с магнием типа АМг. В отожженном виде в готовых трубах свойства его таковы:

	при $t=20^\circ\text{C}$	$t=200^\circ\text{C}$
Предел прочности σ_B , МПа	120-150	90-100
Предел текучести σ_T , МПа	40-60	30-40
Относительное удлинение δ , %	25-30	45-60

С повышением температуры прочностные характеристики сплава падают, пластические растут. Скорость ползучести технического алюминия при температуре 100°C и напряжении 100 МПа составляет 10-2 %/ч. Такая же скорость ползучести имеет место при температуре 250°C и напряжении 10 МПа.

Материалы оболочек должны быть совместимы с ядерным топливом. Взаимодействие между ураном и алюминием начинается при температуре 250°C. При 300°C за 2000 ч в результате взаимодействия возникает интерметаллидный слой толщиной 0,025 мм. Двоокись урана совместима с алюминием до температуры 260°C, карбид и нитрид урана – до 540°C.

Радиационная стойкость алюминия и его сплавов. Вследствие низкой температуры рекристаллизации радиационные повреждения алюминия и его сплавов невелики. Имеет место повышение предела текучести и прочности при сохранении пластичности (для предварительно упрочненных материалов) или снижении ее до допустимого уровня, в связи с чем можно заключить, что нейтронное облучение скорее улучшает, чем ухудшает механические свойства алюминия и его сплавов.

Коррозионная стойкость алюминия и его сплавов. Максимальная температура, при которой сплавы алюминия можно применять в водоохлаждаемых реакторах, определяется коррозионной стойкостью сплавов. Весьма заманчиво с экономической и ядерно-физической точек зрения использовать сплавы алюминия для изготовления оболочек ТВЭЛов и технологических каналов кипящих реакторов. Решение этой задачи затрудняется низкой кор-

розионной стойкостью сплавов алюминия при температуре 250-300°C в воде и пароводяной смеси. Длительная и надежная работа изделий из алюминия и его сплавов в водоохлаждаемых реакторах при температуре ниже 250°C в значительной степени определяется их коррозионной стойкостью, которая существенно зависит от качества воды, конструктивных особенностей (наличие щелей и зазоров, контактов с другими материалами), состава сплавов, облучения и т. д. Безаварийная работа реактора, в активной зоне которого используют алюминиевые сплавы, может быть достигнута лишь при тщательном учете всех приведенных вышеприведенных факторов.

Контактная коррозия. В любой конструкции всегда имеет место контакт разнородных материалов. При контакте с нержавеющей сталью стационарный потенциал сплавов алюминия смещается в область перепассивации, и скорость коррозии алюминия возрастает. Лишь для некоторых сплавов при строго определенном соотношении поверхностей алюминия и нержавеющей стали стационарный потенциал при контакте со сталью отвечает пассивной области. Для снижения контактной коррозии на алюминиевых изделиях методом анодирования создается защитная пленка окиси алюминия. При так называемом обычном анодировании толщина окисной пленки равна 10-20 мкм, при толстослойном – 50-100 мкм. Пленка окисла имеет в последнем случае черный цвет, и этот метод анодирования называют иногда черным. Окисная пленка при толстослойном анодировании обладает хорошими антифрикционными свойствами. Окисные пленки после обычного анодирования наполняются (пропитываются) хроматами и имеют зеленый цвет.

Для предотвращения контактной коррозии алюминия между изделием из алюминия и нержавеющей сталью вставляют сменную деталь – протектор – из сплава алюминия. Находящийся в контакте с нержавеющей сталью протектор разрушается, и его заменяют. В других случаях изделия из алюминия и стали разделяют деталью из сплавов циркония или титана.

В месте непосредственного контакта с бетоном развивается интенсивная язвенная коррозия алюминия, которая может привести к сквозному поражению через несколько лет эксплуатации. Наиболее эффективным способом борьбы с такого рода коррозией является нанесение на поверхность бетона высококачественного защитного покрытия.

Существенно увеличивает скорость коррозии сплавов алюминия контакт с графитом. Так, скорость коррозии сплава алюминия при контакте с графитом в химически обессоленной воде возрастает более чем в 20 раз. Анодирование повышает в этом случае стойкость сплавов алюминия.

Щелевая коррозия. В реальных конструкциях трудно полностью избежать образования щелей и зазоров между однородными материалами. При контакте двух изделий из сплавов алюминия протекает щелевая коррозия, поэтому следует избегать образования щелей и зазоров в конструкциях атомных установок, где используются алюминий и его сплавы. Рекомендуется соединение листов и труб алюминия производить не внахлестку, а встык и ме-

тодом сварки. При нагреве во время сварки на поверхности сплавов алюминия и нержавеющей стали образуются окисные пленки, которые снижают ток при работе гальванической пары алюминий – нержавеющая сталь.

Переход продуктов коррозии алюминия в теплоноситель. При коррозии алюминия часть продуктов коррозии остается на поверхности металла в виде защитной окисной пленки или в виде отложений, а часть переходит в теплоноситель. В статических условиях в теплоноситель переходит меньше продуктов коррозии, чем в динамических. При скорости теплоносителя 3-6 м/с и температуре до 150°C в среду переходит до 50% продуктов коррозии.

При линейной зависимости изменения массы алюминия при коррозии от времени в раствор должна переходить основная масса продуктов коррозии.

Влияние облучения на коррозионную стойкость алюминия и сплавов. Коррозия алюминия и его сплавов контролируется поверхностной диффузией. Элементарные ячейки кристаллической решетки, выходящие на поверхность окисла, в общем случае значительно искажены. Это связано с тем, что сама поверхность раздела является весьма серьезным дефектом кристаллической решетки. В связи с этим трудно ожидать, что дефекты кристаллической решетки, образовавшиеся в результате облучения, сколько-нибудь существенно скажутся на эффективности поверхностной диффузии и соответственно на стойкости сплавов алюминия.

В деаэрированной среде коррозия идет с водородной деполяризацией и облучение не влияет существенно на кинетику катодного процесса. В среде, содержащей кислород, облучение увеличивает скорость катодного процесса, но стационарный потенциал алюминия остается в пассивном состоянии. При этом скорость анодного процесса не изменяется и, следовательно, облучение не должно заметно изменить коррозионную стойкость алюминия и его сплавов.

Увеличение скорости катодного процесса под действием облучения в кислородсодержащих средах приводит к увеличению потенциала на границе алюминий-коррозионностойкая сталь, что в свою очередь, может интенсифицировать контактную коррозию алюминия и его сплавов.

Движение теплоносителя интенсифицирует скорость коррозии алюминиевых сплавов. Особенно заметен этот эффект при температуре 280°C и выше. Так, для сплавов, содержащих 2,5% Ni и 0,4% Fe, при испытаниях со скоростью теплоносителя 2 м/с скорость коррозии увеличилась от 6,37 до 0,93 г/(м²·сут). При скорости воды 5-6 м/с на алюминиевых образцах фиксируются коррозионно-эрозионные повреждения. На отдельных образцах на входе и выходе из испытательного участка глубина коррозионно-эрозионных повреждений за 2000 ч испытаний достигает 0,5-1,0 мм. Этот эффект связан, по-видимому, со смыванием с поверхности металла продуктов коррозии. В специальных экспериментах образцы сплавов алюминия выдерживали при температуре 350-400°C в воде, насыщенной продуктами коррозии алюминия, в течение недели и суток соответственно. При этом, очевидно, происходил

процесс, сходный со спеканием. После этого испытание при циркуляции теплоносителя не вызвало увеличения скорости коррозии.

Увеличение скорости потока перегретого пара также снижает стойкость алюминиевых сплавов. С увеличением давления перегретого пара растет его плотность, что, приводит к увеличению скорости коррозии сплавов алюминия.

Вибрация также существенно снижает коррозионную стойкость сплавов алюминия.

1.9.2. Цирконий и его сплавы

Из материалов с малым сечением захвата нейтронов в области ядерной энергетики широкое применение получили сплавы циркония. Физико-механические и коррозионные характеристики делают эти сплавы весьма перспективными для изготовления оболочек ТВЭЛов.

Цирконий (Zr) – химический элемент IV группы периодической системы, блестящий серебристо-серый тугоплавкий металл. Физические свойства циркония отражены в табл. 1.31.

Таблица 1.31. Физические свойства циркония

Физическое свойство	Значение
Атомный номер	40
Относительная атомная масса	91
Сечение поглощения тепловых нейтронов, м ²	1,8·10 ⁻²⁹
Плотность, г/см ³	6,5
Температура плавления, °С	1850
Коэффициент линейного расширения, град ⁻¹	5,8·10 ⁻⁶
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С)	23,7
Кристаллическая структура	α – Фаза, ГПУ до 862°С, β – Фаза, ОЦК выше 862°С
Параметр кристаллической решетки, нм	α – Фаза a =0,3232, c=0,5147; β – Фаза a =0,316

Цирконий устойчив к коррозии, обладает высокой пластичностью. В минералах Zr всегда присутствует совместно с гафнием (Hf). Основные соединения – циркон (ZrSiO₄), бадделеит (ZrO₂).

Немецкий химик М.Г.Клапрот в 1789 году впервые выделил диоксид циркония из минерала циркон. В свободном же виде данный металл был получен в 1824 году шведским химиком Берцелиусом. Спустя еще 100 лет в 1925 году Ван Аркель смог получить чистый Zr.

Нелегированный цирконий, как показали многочисленные исследования, непригоден для использования в качестве оболочки из-за недостаточно-

сти коррозионной стойкости в высокотемпературной воде и прочностных характеристик. Для этого потребовалась разработка принципа легирования циркония с созданием сплава, пригодного для оболочек ТВЭЛов. Решение этой задачи осуществлялось с учетом особенностей циркония, получаемого разными металлургическими способами (иодидный, магниетермический, электролитический и др.) и прежде всего – содержания в нем примесей.

Циркониевые сплавы в настоящее время являются основным материалом оболочек ТВЭЛов водо-водяных и кипящих энергетических реакторов. Использование циркония для этой цели прежде всего обусловлено основной физической характеристикой конструкционного материала активных зон – малым коэффициентом захвата нейтронов.

Основные требования к легированию циркония таковы:

- легирующие элементы должны иметь небольшое сечение захвата тепловых нейтронов, чтобы не ухудшить, одно из важных свойств циркония – малое сечение захвата нейтронов;
- обеспечение коррозионной стойкости оболочек ТВЭЛов на весь срок эксплуатации;
- обеспечение заданных механических свойств оболочек, чтобы гарантировать надежность работы ТВЭЛов при всех возможных режимах эксплуатации реактора, включая скачки мощности и аварийные ситуации.

При легировании циркония с целью повышения его коррозионных свойств имеется в виду в первую очередь подавление вредного влияния азота и некоторых других примесей, а также улучшение коррозионных свойств самого циркония в реакторных условиях. Большинство авторов, занимающихся этой проблемой, отдают предпочтение одному механизму коррозии, согласно которому коррозия протекает путем диффузии ионов кислорода по анионным вакансиям сквозь толщину оксидной пленки на границу Раздела металл-оксид, где идет процесс нарастания пленки.

Уменьшению содержания анионных вакансий в пленке способствуют некоторые элементы IV, VA, VIA и VIIA групп периодической системы элементов. Руководствуясь этим, в США был создан известный сплав «циркалой», основным легирующим элементом которого является элемент IV группы – олово. Но одно олово, хотя и ослабляет действие вредных в отношении коррозии элементов, само по себе даже снижает коррозионное сопротивление циркония, и только дополнительное введение небольшого количества железа, хрома и никеля (в сумме около 0,25-0,3 %) доводит коррозионную стойкость до высокого уровня.

Кроме олова, другие элементы IV группы периодической системы по разным причинам оказались непригодными для легирования циркония. Так, титан резко ухудшает коррозионные свойства циркония; гафний неприемлем из-за недопустимо большого сечения захвата тепловых нейтронов; кремний и германий практически не растворимы в цирконии, что отрицательно сказывается на коррозии.

Из элементов VA группы также только один элемент – ниобий используется для легирования циркония. Ванадий в бинарных сплавах даже в очень малых количествах усиливает коррозию циркония. Он может быть использован только в многокомпонентных системах. Тантал обладает очень большим сечением захвата тепловых нейтронов – в 100 раз большим, чем цирконий.

Из элементов VIA группы для легирования циркония могут рассматриваться только хром и молибден; вольфрам имеет большое сечение захвата нейтронов. Наконец, из VIII группы элементов для легирования циркония используется только железо; использование никеля весьма ограничено, так как он усиливает гидрирование циркония. Кобальт имеет большое сечение захвата нейтронов. Таким образом, число элементов, пригодных для повышения коррозионной стойкости циркония в реакторных условиях в среде воды и пара при температуре 300-400 °С, оказалось весьма ограничено: это – олово, ниобий, железо, хром.

Фактически указанные элементы и их сочетания определяют и прочностные возможности циркониевых сплавов, используемых для изготовления оболочек ТВЭЛов. Основные элементы, упрочняющие цирконий (Al, Mo, Ta), неприемлемы из-за отрицательного воздействия на коррозионные свойства циркония.

В России предпочтение было отдано бинарным сплавам с ниобием и, в частности, с массовым содержанием Nb 1 % для оболочек ТВЭЛов (сплав 110). Этот выбор в значительной степени определен тем, что в качестве основы был использован высокочистый иодидный цирконий, примесный состав которого не нуждается в нейтрализации вредного действия, с точки зрения коррозии, отдельных примесей. Кроме того, ниобий обладает небольшим сечением захвата нейтронов, эффективно снижает поглощение водорода цирконием, образует с цирконием только твердые растворы, что обеспечивает сплавам высокую пластичность. Из всех элементов, улучшающих коррозионную стойкость циркония (Sn, Fe, Cr и Nb), ниобий наиболее заметно упрочняет цирконий.

Основным недостатком бинарных сплавов циркония с ниобием является большая зависимость их коррозионных свойств от режима термообработки, что обусловлено образованием метастабильных фаз в системе Zr–Nb, имеющих нестабильную и часто низкую коррозионную стойкость. Это обстоятельство не позволяет использовать возможности системы Zr–Nb для получения высокой прочности сплавов и ограничивает использование сплавов для реакторных целей только в равновесном состоянии путем термообработки в температурной области существования α -фазы (до 600 °С) после холодной обработки давлением.

В США и других странах, где в качестве основы сплавов используется губчатый цирконий магнетермического способа производства, основным легирующим элементом для коррозионностойких сплавов является олово в количестве 1,2-1,7 % (массовая доля), но в сочетании с небольшими добавка-

ми железа (0,07-0,24 %), хрома (0,05-0,15%) и никеля (0,03-0,08 %) – группа сплавов «циркалой». Выведение никеля из состава сплавов циркалой вызвано стремлением уменьшить гидрирование сплавов при эксплуатации их в реакторах PWR. Этим и обусловлено преимущественное использование сплава циркалой-4 в реакторах PWR, а циркалой-2 – в реакторах BWR.

Массовое содержание легирующих элементов в промышленных циркониевых сплавах, используемых для оболочек ТВЭЛов, приведено в таблице 1.32.

Таблица 1.32. Массовое содержание легирующих элементов в промышленных циркониевых сплавах, используемых для оболочек ТВЭЛов, %

Марка сплава	Nb	Sn	Fe	Cr	Ni	O ₂
110	0,9-1,1-	-	-	-	-	до 0,10
110К	0,9-1,1	-	-	-	-	0,9-0,14
Циркалой-2	-	1,2-1,7	0,07-0,20	0,05-0,15	0,03-0,08	до 0,14
Циркалой-4	-	1,2-1,7	1,18-0,24	0,07-0,13	-	до 0,14
Циркалой-2 (без Ni)	-	1,2-1,7	0,12-0,18	0,05-0,15	-	до 0,14

Особое место среди примесных элементов, содержащихся в циркониевых сплавах, занимает кислород, растворяющийся в α-цирконии в довольно больших количествах. Кислород, присутствующий в больших или меньших количествах в цирконии в зависимости от способа его получения, не влияет на коррозию циркония, но существенно его упрочняет. Этим объясняется использование кислорода в определенных количествах (0,09-0,14 % по массе) для легирования сплавов Zr–1 % Nb и циркалоя, когда от материала оболочки ТВЭЛов требуются повышенные прочность и сопротивление ползучести. По этим соображениям применительно к цирконию кислород следует рассматривать не как примесный, а как легирующий элемент. Большие количества кислорода не применимы из-за охрупчивающего действия его на циркониевые сплавы.

В России сплав Zr–1%Nb для оболочек ТВЭЛов используется в одном состоянии – отожженном при температуре 580 °С (сплав 110) или при 620 °С (сплав 110К) перед последней холодной прокаткой. Это состояние обеспечивает структуру металла, близкую к полностью рекристаллизованной, и высокую пластичность металла наряду с высокой коррозионной стойкостью.

В этом состоянии сплав Zr–1% Nb имеет и наибольшее сопротивление радиационным ползучести, росту и коррозии под напряжением в атмосфере газовых продуктов деления топлива.

Сплавы циркалой для оболочек ТВЭЛов применяются в отпущенном, частично рекристаллизованном и рекристаллизованном состояниях. Механические свойства таких труб, поставляемых, в частности, шведской фирмой Sandvik.

Мнение исследователей о влиянии состояния циркаловых труб на их ползучесть весьма разное.

Коррозионное поведение сплава Zr–1%Nb и циркалов во вне реакторных условиях сравнительно близко. Однако для циркалов характерно наличие более резкого перелома кривой кинетики коррозии в воде и паре с увеличением скорости коррозии во втором периоде.

Коррозия материалов в реакторах определяется условиями работы реактора (температурой, содержанием пара, водорода, кислорода и т.д.), и поэтому сравнительная количественная оценка коррозионных процессов этих сплавов в реакторах затруднена. Однако независимо от условий общая коррозионная характеристика сплава с 1% ниобия и циркалов во многом аналогична, и каких-либо преимущественных особенностей того или иного сплава не установлено.

Для обоих типов сплавов характерно увеличение общей коррозии под действием нейтронного облучения и появление очаговой коррозии в различных реакторных условиях.

Разработка новых более совершенных и экономических реакторов, реакторов, работающих на перегретом паре, в маневренных режимах, с существенно более высоким выгоранием топлива и т.д., потребовала создания новых сплавов для оболочек ТВЭЛов с лучшими механическими и коррозионными свойствами. Эта задача решается как усовершенствованием освоенных промышленных циркониевых сплавов, так и разработкой новых. Круг поиска новых сплавов ограничен возможностями легирования, для чего может быть использовано, как отмечено выше, относительно небольшое количество элементов. В этих условиях исключительно большое значение имеет анализ накопленного опыта эксплуатации в различных реакторах изделий из «циркалоя» и бинарных сплавов с ниобием. К настоящему времени результаты этих исследований завершились созданием перспективных композиций трех групп:

- многокомпонентные сплавы, содержащие в качестве основных легирующих элементов Sn и Nb;
- многокомпонентные сплавы, содержащие в качестве основного легирующего элемента Nb и малые добавки других элементов (Fe, Sn, Cr, Mo);
- многокомпонентные сплавы, содержащие в качестве основных легирующих элементов Fe, Cr, Cu.

К сплавам 1-й группы не раз обращались исследователи разных стран, что вполне объяснимо желанием использовать основные компоненты легирования Sn и Nb для обеспечения прежде всего коррозионной стойкости циркониевой основы и повышения прочности.

Впервые сплав, содержащий указанные элементы, был разработан в Германии – сплав с 3 % Nb и 1 % Sn. Однако этот сплав, имея преимущества по прочности, уступает циркалою и сплаву с 1% Nb по коррозионной стойкости, что объясняется отрицательным действием высокого содержания ниобия. Этот сплав не привлек большого внимания.

В России разработан сплав $Zr - 1\% Nb - 1\% Sn - (0,3-0,5)\%Fe$, относящийся к первой группе. Создание этого сплава основывалось на использовании преимущественного действия олова, ниобия и железа на коррозию циркония в воде и паре. Каждый из этих элементов вносит свой особый вклад в повышение коррозионной стойкости циркония. Ниобий повышает сопротивление гидрированию при коррозии. Коррозия сплавов, содержащих ниобий, менее чувствительна к воздействию нейтронного поля; в таких сплавах менее заметен перелом кривой кинетики коррозии. Олово стабилизирует коррозионную стойкость циркония, уменьшая зависимость коррозии от содержания кислорода в теплоносителе и от структуры сплава. Железо повышает сопротивление коррозии сплава вследствие уменьшения зависимости ее от температуры воды и пара.

Разработанный сплав обладает достоинствами, присущими сплавам $Zr - 1\% Nb$ и типа «циркалой», и практически лишен свойственных им недостатков. Реакторное испытание в РБМК-1000 ТВЭЛов с оболочками из этого сплава подтвердило повышенную коррозионную устойчивость сплава в кипящих условиях по сравнению со сплавами $Zr - 1\% Nb$ и типа циркалой $Zr - 1\% Sn - 0,4\%Fe$. Констатировано отсутствие очаговой коррозии и усиленной коррозии в местах контакта с дистанционирующими решетками. Позднее американские и японские исследователи также показали перспективность делегирования сплавов «циркалой» ниобием.

В работах, посвященных разработке более совершенного циркониевого сплава для оболочек ТВЭЛов на проектируемую глубину выгорания топлива до 50 ГВт·сут/т U, показано, что сплав $Zr - 1\% Nb - 1\% Sn - 0,5\% Fe$, обладая такой же общей (равномерно) коррозией, что и сплавы с 1 и 2,5 % Nb, имеет в то же время наименьшую склонность к очаговой коррозии. Общая коррозионная стойкость сплава по сравнению со сплавами типа «циркалой» более высокая.

Это преимущество многокомпонентного сплава подтвердили также американские исследователи, присвоившие ему марку Zirlo, при испытании опытных сборок ТВЭЛов с оболочками из перспективных сплавов, достигших среднего выгорания до 71 ГВт·сут/т U и испытанных в течение почти 6,5 лет.

Оболочки ТВЭЛов из сплава $Zr-1\%Nb-1\%Sn-(0,2-0,5)\%Fe$ характеризуются высоким сопротивлением деформациям ползучести и роста под облу-

чением. Этот сплав превосходит сплав с 1 % Nb по устойчивости к растрескиванию в среде йода.

Широкие и всесторонние исследования сложнолегированных сплавов с использованием ниобия в качестве основного легирующего компонента и получивших наименование «Скэнюк» выполнены коллективом исследователей семи институтов Великобритании, Норвегии, Дании, Швеции и Финляндии (сплавы 2-й группы). Массовое содержание легирующих элементов в сплавах «Скэнюк» приведен в таблице 1.33.

Таблица 1.33. Массовое содержание легирующих элементов в сплавах «Скэнюк», %

Сплав	Nb	Fe	Sn	Cr	Mo	Ni	O ₂
Скэнюк-1	0,91	0,026	–	0,01	0,005	0,005	0,100
Скэнюк-2	0,93	0,038	0,073	0,01	0,005	0,005	0,096
Скэнюк-3	1,12	0,045	0,060	0,49	0,005	0,005	0,126
Скэнюк-4	0,52	0,036	0,060	0,49	0,004	0,005	0,134
Скэнюк-5	0,49	0,037	0,047	0,01	0,280	0,005	0,097
Скэнюк-6	0,58	0,044	0,060	0,32	0,220	0,0005	0,125

Многокомпонентное легирование проведено с целью создания циркониевого сплава, более коррозионностойкого в условиях возможного перегрева оболочки ТВЭЛа, для чего в цирконий-ниобиевую основу введены небольшие добавки железа, хрома, молибдена и олова. Выполненные исследования этой группы сплавов показали неоднозначные результаты, что не позволяет сделать заключение об их заметном превосходстве по коррозии над сплавами циркалой и Zr -1%Nb. Однако авторы указанной работы не отклоняют возможности рассмотрения сплавов «Скэнюк» для некоторых условий эксплуатации оболочек, в частности, когда возможны их кратковременные перегревы. По коррозионной характеристике эта группа сплавов не может быть рекомендована для длительной работы в перегретом водяном паре (выше 400 °С).

К 3-й группе перспективных циркониевых сплавов для оболочек ТВЭЛов относятся многокомпонентные сплавы, легированные железом, хромом и медью. Они обладают повышенной коррозионной стойкостью в перегретом паре.

Тройные сплавы циркония, содержащие (0,2-1,5) % Fe и (0,2-1,0) % Cr или Cu, имеют высокую коррозионную стойкость (по окислению и гидриро-

ванию) в водяном паре при температуре до 500 °С во внереакторных условиях.

Диффузионная подвижность железа и меди, вызванная сравнительно высокой температурой коррозионной среды и диффузией кислорода при взаимодействии с водяным паром, предотвращается введением в состав сплавов W, Mo, Y, образующих сложные интерметаллиды и диспергирующих структуру. Российскими и чешскими исследователями создана группа многокомпонентных циркониевых сплавов, коррозионностойких в воде и паре до температуры 500 °С. Однако дальнейшие исследования этих сплавов и изучение их работоспособности в реакторных условиях были приостановлены в связи с прекращением в России проектирования реакторов с перегревом пара.

Для работы также в условиях перегретого пара в диапазоне температур 300-500 °С американская фирма *General Electric* разработала сплав «Валлой»: Zr-1,2%Cr-0,16%Fe. Исследован комплекс свойств этого сплава применительно к оболочкам ТВЭЛов, опробована промышленная технология изготовления оболочечных труб. ТВЭЛы с оболочками из этого сплава были успешно испытаны в реакторе до глубины выгорания 30 ГВт·сут/т U. Однако этот сплав не используется, поскольку реакторные установки с перегревом пара в США и других странах также не получили развития. Использование этого сплава в действующих реакторах, где средняя температура оболочки ТВЭЛа не превышает 380°С, неперспективно, поскольку он не обладает заметными преимуществами перед хорошо изученными и освоенными промышленностью сплавами.

Механические свойства сплавов циркония. Чистый цирконий имеет высокую прочность (табл. 1.34 и 1.35) и высокую коррозионную стойкость. Загрязнение циркония, особенно азотом, снижает стойкость металла.

Таблица 1.34. Механические свойства циркония и его сплавов

Материал	$\sigma_{в}$, МПа				$\sigma_{т}$, МПа				δ , %			
	Температура, °С											
	20	200	300	400	20	200	300	400	20	200	300	400
Цирконий иодидной рафинировки, дуговой переплавки	220	140	45	55	55	60	120	110	80	50	45	40
Циркалой-2	480	250	22	34	35	36	200	170	310	150	100	70
Zr-0,5% Ta	300	200	40	42	42	45	160	140	130	80	60	50
Zr-1% Nb	350	260	30	31	33	38	200	180	200	160	120	90
Zr-2,5% Nb	450	320	25	24	23	22	300	270	280	220	200	180
Zr-5% Nb	650	570	20	17	17	16	530	480	-	-	-	-
Валой	560	-	13	-	11	13	360	270	400	-	310	240

Таблица 1.35. Скорость установившейся ползучести циркония и его сплавов

Материал	Скорость установившейся ползучести v , %/ч, при напряжении σ , МПа
Цирконий иодидной рафинировки, дуговой переплавки	$\left. \begin{array}{l} 310^\circ\text{C}, \sigma = 88 \\ 315^\circ\text{C}, \sigma = 67 \\ 400^\circ\text{C}, \sigma = 176 \end{array} \right\} v = 10^{-4}$ $\left. \begin{array}{l} \sigma = 98 \\ \sigma = 84 \\ \sigma = 49 \end{array} \right\}$ $v = 10^{-2}$ $\left. \begin{array}{l} \sigma = 109 \\ \sigma = 95 \\ \sigma = 77 \end{array} \right\} v = 1$
Циркалой-2	$\lg v = -9,75 + 2,15\sigma; 98,4 < \sigma < 189,8$ $\lg v = -9,75 + 2,15\sigma; 98,4 < \sigma < 189,8$
Zr-0,5% Ta	$350^\circ\text{C}, \sigma = 50 \quad v = 0,4 \cdot 10^{-4}$ $\sigma = 60 \quad v = 1,9 \cdot 10^{-2}$ $\sigma = 80 \quad v = 4 \cdot 10^{-2}$
Zr-1% Nb	$350^\circ\text{C}, \sigma = 80 \quad v = 10^{-4}$
Zr-2,5% Nb	$350^\circ\text{C}, \sigma = 150 \quad v = 10^{-4}$
Zr-5% Nb	$350^\circ\text{C}, \sigma = 45 \quad v = 0,7 \cdot 10^{-4}$
Валой	-

Для нивелирования вредного действия азота цирконии легируют оловом. Повышение прочностных характеристик циркония достигается легированием его Nb, Fe, Ni, Си и др. Сплавы, легированные 2,5% Nb, и сплавы типа циркалой-2 по механическим свойствам (см. табл. 1.34) приближаются к нержавеющей сталям. Возможность их применения в реакторах при температуре 470-630°C в среде газовых, жидкометаллических или органических теплоносителей определяется не прочностными свойствами, а коррозионной стойкостью в условиях движения теплоносителя и при облучении.

Термическая обработка влияет на механические характеристики сплавов циркония. Закалкой из β -фазы с последующим старением при отпуске можно получить высокие механические характеристики на сплавах, легированных 2,5% Nb. Оптимальный режим термической обработки должен обеспечить высокие прочностные и коррозионные характеристики сплавов циркония. Влияние термической обработки на прочностные характеристики сплава, легированного 2,5%Nb, приведено в табл. 1.36.

Для длительной эксплуатации диаметр канальных труб из сплавов циркония увеличивается вследствие ползучести. После отжига в течение 4-5ч при 738-823°C скорость ползучести сплава с 2,5 % Nb при напряжении 1 МПа и температуре 350°C составляет $(1,7-4,3) \cdot 10^{-7} \text{ч}^{-1}$. Высокотемпературный отжиг (при 700°C в течение 30 мин) увеличивает скорость ползучести почти в 10 раз.

Длительная прочность существенно зависит от температуры. Сплав циркалой-2 при напряжении 2,4-2,55 МПа разрушается при температурах 288 и 343°C за 10 882 и 140 ч соответственно. При 288°C увеличение напряжения с 2,55 до 2,72 МПа приводит к уменьшению времени до разрушения в 6 раз.

Влияние облучения. В 1.36 представлены данные о влиянии облучения на свойства сплава. После закалки с 877°C и старения сплав обладает высокими механическими свойствами, в том числе и при температуре 300°C. Облучение флюенсом нейтронов 10^{21} см⁻² несколько снижает пластичность. После закалки из β -фазы и старения облучение с тем же флюенсом снижает относительное удлинение с 13 до 4%.

Таблица 1.36 Механические свойства сплава Zr-2,5Nb (облучение нейтронами, $E > 0,5$ МэВ)

Термическая обработка	Флюенс нейтронов, см ⁻²	Температура испытаний, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , % (на длине 2,54см)
Закалка с 800°C и старение при 500°C в течение 24 ч	Необлученные	20	780	870	13
	1020 при 250°C	20	960	1000	10
	1021 при 270°C	20	1080	1100	8
	Необлученные	300	530	580	14
	1020 при 250°C	300	680	720	13
	1021 при 270°C	300	780	810	9
Закалка с 960-1000°C и старение при 500°C течение 24 ч	Необлученные	300	480	580	13
	1020 при 250°C	300	770	810	8
	1021 при 270°C	300	860	860	4

При флюенсе нейтронов 10^{21} см⁻² $\sigma_{0,2}$ и σ_T при 20°C сплава с 1% Nb уменьшаются на 180 и 60 МПа соответственно. Для сплава с 2,5%Nb эти значения уменьшаются на 300 и 230 МПа при 20°C и на 230 МПа при 300°C.

Совместимость циркония и сплавов с металлическим ураном. Растворимость урана в α -Zr и циркония в β -U ограничена. В соответствии с этим при температурах ниже 600°C взаимодействие циркония с металлическим ураном протекает сравнительно медленно. β -Zr и γ -U обладают полной взаимной растворимостью. В результате преимущественной диффузии урана в цирконий при $T > 800$ °C в зоне урана, примыкающей к поверхности раздела, возникает повышенная концентрация вакансий, которые, коагулируя, образуют микропоры. Это ухудшает сцепление сердечника ТВЭЛа с оболочкой и теплопередачу между ними. Сплавы циркония совместимы с нелегированным ураном до 600°C.

При температуре 600°C UO₂ медленно взаимодействует со сплавами циркония с образованием ZrO₂. Происходит охрупчивание циркония. Цирконий и его сплавы могут быть использованы в качестве матрицы для диспергирования соединений урана в сердечниках дисперсионных ТВЭЛов, а также

в качестве оболочек ТВЭЛов с компактным керамическим сердечником, работающих при температуре 600°C.

Коррозионная стойкость. Количество электричества, пропущенное при постоянном потенциале через образец сплава циркония с 2,5% Nb при температуре 300°C, эквивалентно количеству металлического циркония, перешедшего в ионное состояние. Это количество определялось по привесу, т. е. по количеству кислорода, израсходованного в процессе образования окисной пленки на ионизацию циркония. Указанное обстоятельство свидетельствует о том, что коррозия циркония и его сплавов в воде при температуре 300°C – процесс электрохимический.

Цирконий – металл пассивирующийся. С течением времени кислород, диффундируя через пассивирующий слой, растворяется в металле. При этом образуется твердый раствор внедрения, и кристаллическая решетка Zr искажается. При некоторой концентрации растворенного кислорода искажение кристаллической решетки будет столь значительным, что энергетически выгоднее образоваться твердому раствору циркония в двуокиси циркония. При этом будет иметь место недостаток кислорода против стехиометрического количества в ZrO₂. Образующаяся черная защитная окисная пленка нестехиометрического состава может быть представлена в виде ZrO_{1,998}. В окисной пленке на поверхности циркония и его сплавов всегда имеются поры.

При коррозии циркония основным источником кислорода является вода. Если через окисную пленку в металл будет диффундировать атомарный кислород, то коррозия в водной среде не должна отличаться от коррозии в газообразном кислороде, т. е. она должна идти по химическому механизму.

При электрохимическом механизме из воды должен образоваться ион кислорода, например, по следующей реакции:



Ионы кислорода диффундируют через окисную пленку к поверхности металла.

Ионизация циркония в ходе анодного процесса, как электрохимическая реакция, может протекать только в том случае, когда кислород, взаимодействующий с металлом, не может принять электрон.

В защитной окисной пленке нестехиометрического состава присутствуют анионные вакансии. Вследствие этого миграция кислорода через окисную пленку облегчена и протекает с энергией активации 120 кДж/моль. В воде при температуре 300°C увеличение массы образцов из сплава с 2,5% Nb (δG , мг/дм²) и длительность испытаний τ (ч) связаны следующей зависимостью:

$$\lg \delta G = 0,12 + 0,5 \lg \tau. \quad (1.8)$$

Коррозия протекает по параболическому закону. Количество кислорода, диффундирующего через окисную пленку, зависит от ее толщины и градиента концентраций. В насыщенном растворе, лежащем под слоем окисла, концентрация кислорода постоянная. Отсюда при некоторой толщине окисной пленки, отвечающей привесу $53,5 \text{ мг/дм}^2$, для того чтобы диффундирующий кислород обеспечил протекание коррозионного процесса, содержание кислорода в наружных слоях окисной пленки должно отвечать стехиометрическому. Окисная пленка стехиометрического состава ZrO_2 белого цвета и не обладает защитными свойствами. Эта пленка осыпается с поверхности находящейся под ней черной защитной окисной пленки, толщина которой в ходе дальнейшего коррозионного процесса остается постоянной. Коррозия при этом протекает по линейному закону.

В процессе коррозии сплавов циркония с Nb скорость перехода продуктов коррозии в теплоноситель близка к $10^{-2} \text{ г/(м}^2 \cdot \text{сут)}$.

С ростом температуры коррозия сплавов циркония интенсифицируется. Сплавы с 1 и 2,5% Nb применимы до температур не выше 350°C . При более высоких температурах применяют сплавы типа валой, легированные железом. При температуре 400°C в среде с содержанием кислорода $0,1 \text{ мг/кг}$ для этого сплава выполняется зависимость

$$\lg \delta G = 0,1 + 0,55 \lg \tau. \quad (1.9)$$

При загрязнении циркония азотом последний внедряется в межузлие и деформирует кристаллическую решетку. Кислород, растворяющийся в процессе коррозии в металле, дополнительно деформирует кристаллическую решетку. При этом твердый раствор превращается сразу в окись циркония стехиометрического состава, не обладающую защитными свойствами. В такой ситуации коррозия идет по линейному закону с высокой скоростью. Для нивелирования вредного действия азота цирконий легируют оловом. Аналогично азоту действует и углерод.

Молекулы растворенного в воде кислорода при адсорбции на поверхности окисной пленки диссоциируют в поток кислорода через окисную пленку, а соответственно и скорость коррозии Zr возрастает.

При совместном присутствии в среде O_2 и NH_4OH может образоваться NO^{-3} . В ходе этой реакции в качестве промежуточного продукта образуется атомарный азот, который растворяется в цирконии и снижает его стойкость. В связи с этим в теплоносителе при совместном присутствии этих реагентов концентрация кислорода не должна превосходить $0,1 \text{ мг/кг}$ при концентрации аммиака, отвечающей $\text{pH} = 9$.

При температуре 300°C 70% выделяющегося в процессе коррозии водорода диффундирует сквозь толщу изделия из сплавов Zr. Содержания оставшегося в металле водорода недостаточно для образования гидридов при 300°C . С уменьшением температуры растворимость водорода падает, и при 20°C в сплавах циркония фиксируются гидриды. Однако при низких температурах мало и давление теплоносителя, а соответственно и рабочее напря-

жение в металле. В связи с этим присутствие гидридов не должно сказаться на ресурсе работы оборудования, изготовленного из сплавов циркония.

Присутствие в среде хлоридов и особенно фторидов в количестве более 0,05 мг/кг снижает стойкость сплавов циркония. Коррозионная стойкость сварных соединений на сплавах циркония увеличивается термомеханической обработкой. Стойкость изделий из сплавов циркония возрастает после травления их в смеси азотной и фтористоводородной кислот.

В процессе облучения в кристаллической решетке циркония и его сплавов образуются радиационные дефекты. Последнее обстоятельство приводит к увеличению энергии кристаллической решетки и интенсификации диффузии кислорода, что увеличивает скорость коррозии. Тепловой поток $4,18 \cdot 10^6$ кДж/(м²·ч) интенсифицирует коррозию сплавов циркония.

В ряде случаев детали из сплавов циркония в процессе эксплуатации в результате вибрации периодически контактируют друг с другом или с изделиями из нержавеющей стали. При этом может нарушаться целостность защитной окисной пленки на поверхности сплавов циркония. Периодический контакт с нержавеющей сталью может препятствовать восстановлению окисной пленки. Коррозия (фреттинг-коррозия) при этом интенсифицируется.

1.9.3. Бериллий и его сплавы.

Бериллий (Be) – химический элемент 2-й группы, второго периода периодической системы химических элементов Д. И. Менделеева с атомным номером 4. Как простое вещество бериллий – это относительно твёрдый щелочноземельный металл светло-серого цвета. Чрезвычайно токсичен.

Физические свойства. По совокупности физических свойств бериллий является одним из наиболее интересных и перспективных реакторных материалов. Физические свойства бериллия приведены в табл. 1.37.

Таблица 1.37. Физические свойства бериллия

Физическое свойство	Значение
Атомный номер	4
Относительная атомная масса	9
Сечение поглощения тепловых нейтронов, м ²	$9 \cdot 10^{-31}$
Плотность, г/см ³	1,85
Температура плавления, °С	1283
Коэффициент линейного расширения, град ⁻¹	$11,6 \cdot 10^{-6}$
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С)	180
Кристаллическая структура	α -Фаза, ГПУ до 1240°С β -Фаза, ОЦК свыше 1240°С
Параметры кристаллической решетки α -Фазы, нм	a= 0,288 c=0,358

Бериллий имеет малое сечение поглощения тепловых нейтронов. Сочетание малого сечения поглощения с высоким рассеянием и большим числом атомов в 1 см^3 делает бериллий превосходным замедлителем и отражателем в реакторах; его применение приводит к уменьшению критической загрузки горючего. Однако перспектива широкого применения бериллия ограничена рядом обстоятельств. Бериллий принадлежит к очень редким и дорогим металлам. Стоимость его почти в сто раз выше стоимости алюминия, магния, стали. Бериллий хрупок. Облучение вызывает охрупчивание и распухание. Изготовление из него тонкостенных оболочек ТВЭЛов и особенно их герметизация крайне затруднительны. Положительными свойствами бериллия являются малая плотность, относительно высокая температура плавления, небольшой коэффициент теплового расширения. До температуры 1240°C бериллий не претерпевает аллотропических превращений и кристаллизуется в ГПУ-решетке. Отсутствие структурных превращений в широком диапазоне температуры делает бериллий нечувствительным к циклическим изменениям температуры. Бериллий и его соединения очень токсичны. Металлический бериллий получают магниитермическим восстановлением окисла бериллия или электролизом.

Изделия из бериллия изготавливают на основе металлокерамической технологии. Из порошков горячим прессованием получают заготовки, из которых методами выдавливания, горячей прокатки, ротационнойковки изготавливают прутки, трубы, листы и другие профили.

Механические характеристики. Механические свойства бериллия, особенно его пластичность, существенно зависят от температуры (рис. 1.21).

Имеет место резкий спад пластичности при уменьшении температуры ниже $300\text{-}200^\circ\text{C}$ – так называемый порог хладноломкости. Температура этого порога может быть смещена на $50\text{-}100^\circ\text{C}$ к более низкой температуре в результате очистки бериллия от примесей и главным образом измельчения зерна. Однако никакими приемами не удастся сдвинуть порог хладноломкости квазиизотропного поликристаллического бериллия ниже комнатной температуры, т. е. получить бериллий, пластичный при комнатной температуре. Длительным отжигом при температуре $750\text{-}850^\circ\text{C}$ и очень медленным охлаждением можно устранить падение пластичности при $600\text{-}800^\circ\text{C}$. Указанная термическая обработка приводит к выделению интерметаллидов бериллия по границам зерен.

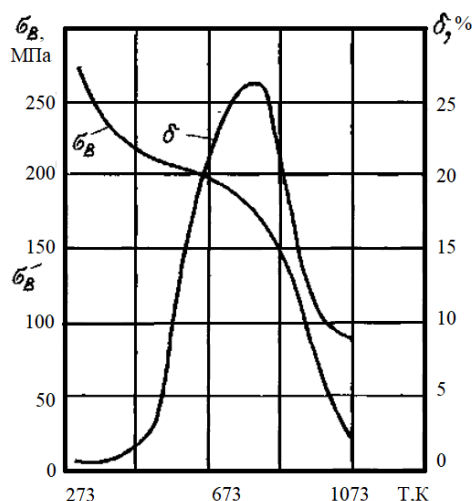
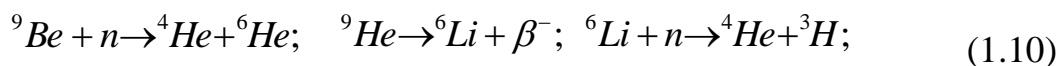


Рис. 1.21. Предел прочности σ_B и удлинение δ горячепрессованного бериллия в зависимости от температуры (размер зерна 50 мкм)

При выдавливании бериллия базисные плоскости гексагональной решетки ориентируются параллельно направлению выдавливания. Такая текстура вызывает резкую анизотропию свойств бериллия. Вдоль оси выдавливания пластичность бериллия возрастает, а в поперечном направлении падает. Ударным выдавливанием из литых заготовок можно изготовить трубки из бериллия. После рекристаллизационного отжига на мелкое зерно трубки имеют высокую продольную и достаточную (1-2%) поперечную пластичность. Легирование бериллия кальцием в количестве 0,4% несколько улучшает свойства труб.

Вследствие низкой пластичности детали и узлы замедлителей и отражателей не рассчитаны на значительные нагрузки. Снижение пластичности бериллия при облучении не столь опасно.

Радиационная стойкость. В бериллии под действием облучения протекают ядерные реакции с образованием газообразных продуктов:



Гелий и тритий могут скапливаться в порах, образовывать газовые пузыри, вызывающие газовое распухание. Внедрение гелия и трития в кристаллическую решетку бериллия снижает его пластичность. Изменение свойств бериллия в результате облучения представлено в табл. 1.38 Облучение увеличивает прочность и ухудшает пластичность бериллия.

Таблица 1.38. Влияние облучения при 430°C на механические свойства бериллия (флюенс быстрых нейтронов 10^{21} см^{-2})

Температура испытания облученных и исходных	σт, МПа		δ, %	
	исходные	облученные	исходные	облученные

ных образцов, °С				
25	340	670	3	0
200	300	560	35	5
300	270	440	45	26
430	190	350	40	25
600	130	190	17	5

При флюенсе нейтронов 10^{20} см⁻² и температуре облучения 700-750°С газовое распухание невелико и не превышает 1-2%. При температуре 800-900°С газовое распухание составляет 3-5%. При указанном флюенсе нейтронов бериллий может применяться в отражателях и замедлителях до температуры 700-800°С.

Совместимость. При наличии окисной пленки на уране и бериллии эти металлы совместимы до 600°С. При нарушении сплошности окисной пленки на бериллии он совместим с ураном до температуры 500°С. При 500°С бериллий несовместим с Fe, Ni, Zr и совместим с Al, Mg.

Коррозионная стойкость. Нормальный потенциал бериллия равен 1,85 В. Стационарный потенциал бериллия составляет 0,8 В. Это свидетельствует о способности бериллия пассивироваться. В нейтральных средах, не содержащих хлоридов и сульфатов, бериллий пассивируется в широком интервале потенциалов. В воде высокой чистоты бериллий стоек. Продукт коррозии бериллия – окись бериллия (белого цвета), очень рельефно выглядят на поверхности металла, в результате чего может создаваться впечатление, что бериллий подвергся интенсивной коррозии. При движении воды продукт коррозии смывается с поверхности, и создается впечатление, что поток воды существенно увеличивает стойкость бериллия. В воде высокой чистоты бериллий стоек до температуры 150-200°С. При этой температуре на поверхности металла образуется темная окисная пленка. При 300°С стойкость бериллия снижается и существенно зависит от качества металла. При этом имеет место язвенная коррозия. Легирование бериллия железом несколько повышает его стойкость. При использовании бериллия при температуре воды 300-350°С его очехловывают сплавами циркония. Присутствие в воде хлоридов и сульфатов, а также увеличение рН среды до 10-12 резко снижают стойкость бериллия. Контакт с алюминием практически не сказывается на стойкости бериллия, контакт с нержавеющей сталью несколько снижает ее. При циклическом изменении температуры в воде высокой чистоты бериллий подвергается коррозии под напряжением. Создание на поверхности бериллия окисных пленок методом анодирования увеличивает его стойкость.

При давлении в несколько десятков МПа бериллий стоек в сухом кислороде до 650°С, в водяном паре и влажном кислороде до 600°С, в углекислом газе до 700°С. При температуре 500°С бериллий стоек в натрии, содержащем до 0,01 % O₂. При 550°С бериллий стоек в литии и в эвтектике Рb-Вi.

Окись бериллия. Окись бериллия может применяться в качестве отражателя. Температура плавления ее велика, 2550°С. Окись бериллия – хороший изолятор. Как и у большинства керамических материалов, предел проч-

ности при сжатии окиси бериллия в несколько раз больше, чем при растяжении. Относительно высокая теплопроводность способствует повышению ее термостойкости. Изделия из окиси бериллия изготавливают методом прессования, выдавливания, литья. Распиливание необожженной окиси бериллия осуществляется смоченными абразивными кругами, спеченной окиси бериллия – алмазными кругами. Окись бериллия стойка в воде при 300-350°C, не взаимодействует с воздухом, углекислым газом до температуры 500-600°C. Недостаточно плотная окись бериллия при 600°C пропитывается натрием и разрушается. Под действием нейтронного облучения может иметь место газовое распухание и растрескивание окиси бериллия, обусловленное накоплением гелия и трития. Окись бериллия используют в исследовательских реакторах в качестве замедлителя и отражателя.

Сплавы бериллия. Главная сложность при легировании бериллия состоит в малых размерах его атомов, в результате чего большинство элементов при растворении сильно искажают кристаллическую решетку, сообщая сплаву повышенную хрупкость. Легирование возможно лишь теми элементами, которые образуют с бериллием механические смеси с минимальной взаимной растворимостью.

Повышение коррозионной стойкости бериллия в CO_2 и паре при повышенных температурах достигается при введении 0,25-0,95% кальция.

Для улучшения механических свойств этого сплава дополнительно вводят 0,1-2% циркония, ниобия или титана. Коррозионная стойкость в сухом и влажном CO_2 при повышенных температурах и давлениях до 6 МПа достигается введением в бериллий небольших количеств магния. Коррозионная стойкость бериллия в воде при температуре 300°C и выше сильно колеблется в зависимости от химического состава и технологии изготовления, и часто наблюдают резкое увеличение скорости коррозии, приводящей к разрушению.

Серьезный недостаток бериллия, заключающийся в низкой ударной вязкости и хладноломкости, может быть преодолен использованием сплавов с алюминием. В таких сплавах эвтектического типа твердые частицы бериллия равномерно распределены в пластичной алюминиевой матрице. Сплавы содержат 24-43 % алюминия, остальное – бериллий. Фирмой «Локхид» (США) разработан сплав, содержащий 62 % бериллия, названный «локеллоем». Сплавы Ве-Аl имеют структуру, состоящую из мягкой пластичной эвтектики и твердых хрупких включений первичного бериллия. Эти сплавы сочетают высокую жесткость, прочность и малую плотность, характерные для бериллия, с пластичностью алюминия. Благодаря пластичности матрицы снижается концентрация напряжений у частиц бериллиевой фазы и уменьшается опасность образования трещин, что позволяет использовать сплавы в условиях более сложного напряженного состояния.

Для получения бериллиево-алюминиевых сплавов также используют методы порошковой металлургии. Деформацию осуществляют выдавливани-

ем с последующей ковкой и штамповкой в оболочках. Механические свойства труб из локелля (Be+38%Al) при комнатной температуре: $\sigma_b = 600$ МПа, $\sigma_{0,2} = 570$ МПа, $\delta = 1$ %.

Для увеличения прочности сплавы Be-Al дополнительно легируют магнием и серебром – элементами, растворимыми в алюминиевой фазе. В этом случае матрица представляет собой более прочный и вязкий сплав Al-Mg или Al-Ag.

Пластичную матрицу можно получить, используя композицию Be-Ag, содержащую до 60 % серебра. Сплавы с серебром дополнительно легируют литием и лантаном.

За исключением сплавов с пластичной матрицей, легирование другими элементами не устраняет хладноломкость бериллия. Максимальную пластичность имеет бериллий высокой чистоты.

Широкое распространение получили сплавы меди с 2-5 % бериллия, так называемые бериллиевые бронзы. В России широко применяется бериллиевая бронза БрБ2 с 2 % Be. После закалки свойства бериллиевой бронзы БрБ2: $\sigma_b = 500$ МПа, $\delta = 30$ %, после старения – $\sigma_b = 1200$ МПа, $\delta = 4$ %.

Бериллиевые бронзы обладают высокими упругими свойствами. Их используют для изготовления пружин, сохраняющих упругость в широком интервале температур, в том числе в криогенных условиях. Они хорошо сопротивляются усталости и коррозии.

Бериллиевые бронзы немагнитны и не искрят при ударе. Из них изготавливают инструменты для работы во взрывоопасных средах – шахтах, газовых заводах, где нельзя использовать обычные стали.

Литейные бериллиевые сплавы, используют для деталей корпусов оснований, рам, кронштейнов и др. Бериллиевые сплавы характеризуются высокими значениями теплоемкости, которые в 1,6 раза выше, чем у сплавов алюминия. Теплопроводность и температуропроводность сплавов лишь незначительно уступает литейным алюминиевым сплавам.

Совокупность теплофизических характеристик бериллиевых сплавов в целом выгодно отличает их от других материалов (например, силуминов) и определяет высокую размерную стабильность в условиях возникновения температурных градиентов при эксплуатации изделий. Коррозионная стойкость бериллиевых сплавов находится на высоком уровне. Анодная оксидированная пленка на поверхности и лакокрасочные покрытия дополнительно обеспечивают надежную защиту сплавов ЛБС от коррозии.

В настоящее время ведутся большие работы по созданию бериллиевых сплавов и разработке надежной технологии получения конструкционных изделий для ТВЭЛов и сборок из них; отрабатываются технологические операции по сварке и пайке и другие виды операций. Но широкое использование бериллия пока задерживается из-за высокой стоимости, низкой пластичности и сильной токсичности.

1.6.4. Магний и его сплавы

Магний (Mg) – химический элемент 2-й группы, третьего периода периодической системы химических элементов Д.И.Менделеева, с атомным номером 12. Магний – лёгкий, ковкий серебристо-белого цвета.

Физические свойства магния. Весьма интересными материалами для оболочек ТВЭЛов являются магний и его сплавы. Магний дешев и доступен. Недостатками магния как материала оболочек и других деталей активной зоны являются его малая коррозионная стойкость, склонность к самовоспламенению, низкая температура плавления и низкие механические свойства при повышенной температуре. Несмотря на это, магниевые сплавы широко применяют в качестве материала оболочек в двухцелевых реакторах с графитовым или тяжеловодным замедлителем, природным ураном в качестве горючего и углекислым газом в качестве теплоносителя. По сечению захвата тепловых нейтронов магний уступает лишь бериллию. Физические свойства магния представлены в табл. 1.39, а состав ряда магниевых сплавов для оболочек – в табл. 1.40.

Таблица 1.39. Физические свойства магния

Физическое свойство	Значение
Атомный номер	12
Относительная атомная масса	24,32
Сечение поглощения тепловых нейтронов, м ²	5,9·10–30
Плотность, г/см ³	1,74
Температура плавления, °С	651
Коэффициент линейного расширения, град ⁻¹	26·10–6
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С)	158,3
Кристаллическая структура	ГПУ
Параметры кристаллической решетки, нм	a=0,32 c=0,52

Таблица 1.40. Массовое содержание легирующих элементов и примесей магниевых сплавов, %

Сплав	Массовое содержание легирующих элементов и примесей, %										
	Be	Si	Al	Th	Fe	Mn	Ni	Cu	MgO	Ca	Zr
ПМБ	0,5-3,2	-	0,04	-	0,04	-	0,001	0,005	0,2-0,3	-	-
МБ-3	0,04	0,5	-	-	0,01	0,001	0,001	0,005	-	-	-
МБ-4	0,08-0,15	0,7	-	-	0,01	0,001	0,001	0,005	-	-	-
Mg-Al-Be	0,04	-	0,5	-	0,01	0,001	0,001	0,005	-	-	-
Mg-Th-Be	0,04	-	-	3	0,01	0,001	0,001	0,005	-	-	-

Mg-Ca-Zr -Be	0,04	-	-	-	0,01	0,001	0,001	0,005	-	0,5	0,5
Магнокс Al-80	0,01	-	0,8	-	-	-	-	-	-	-	-
Магзан-2	-	-	-	-	-	0,15	-	-	-	-	0,55
Магзан-4	-	-	-	-	-	0,4	-	-	-	-	0,60
AM 503(S)	-	-	-	-	-	0,7	-	-	-	-	-
AM 503	-	-	-	-	-	1,4	-	-	-	-	-

Природный магний состоит из следующих изотопов: 78,8% ^{24}Mg ; 10,14% ^{25}Mg ; 11,06% ^{26}Mg . При нейтронном облучении активируется только ^{26}Mg . В результате протекания реакции (n, γ) образуется ^{27}Mg с периодом полураспада 9,46 мин. Магний и его сплавы используют при изготовлении оболочек ТВЭЛов для уран-графитовых и тяжеловодных реакторов, в которых топливом служит природный уран и теплоносителем – углекислый газ.

В ТВЭЛлах с оболочкой из сплавов Mg механическую прочность обеспечивает урановый металлический сердечник. Оболочка предохраняет сердечник от коррозионного воздействия теплоносителя. Основным требованием, предъявляемым к магниевым сплавам, кроме высокой коррозионной стойкости является не столько жаропрочность (сопротивление ползучести и разрушению), сколько достаточная пластичность, препятствующая разгерметизации оболочек ТВЭЛов при деформации уранового сердечника.

Механические характеристики. Чистый магний малопластичен при температуре ниже 100°C . Относительное удлинение составляет 5-10% и значительно колеблется в зависимости от размера зерна и текстуры. При выдержке в течение 100-200 ч при температуре $397-447^\circ\text{C}$ размер зерна в чистом магнии увеличивается в сотни и Тысячи раз. Это обуславливает дальнейшее снижение пластичности при комнатной температуре до относительного удлинения 2-4%.

Измельчение и стабилизация зерна в магнии могут быть достигнуты легированием его Zr, Al, Mn, Th. Так, введение в магний 0,55% Zr увеличивает относительное удлинение в 2,5-3 раза. При этом происходит и упрочнение магния. Механические характеристики некоторых магниевых сплавов представлены в табл. 1.41.

Ряд магниевых сплавов получают из порошков методами металлокерамики. В этом случае в сплаве присутствуют окислы. Такие материалы (ПМБ-2 и ПМБ-5) менее пластичны, чем литые и деформированные, но обладают повышенной прочностью и жаропрочностью.

При деформации и пластическом течении в магнии и его сплавах образуются крупные поры, полости по границам зерен. Это снижает пластичность сплавов, создает опасность газового распухания. В сплавах, применяемых в реакторостроении, это явление практически устранено и при рабочей температуре $400-500^\circ\text{C}$ оболочки из этих сплавов обладают достаточной устойчивостью.

Таблица 1.41. Механические свойства Mg и сплавов Mg – Be при различной температуре, °С

Материал	σ_b , МПа			σ_T , МПа		δ , %		
	20	300	500	20	300	20	300	500
Магний	180	18	4	90	14	9	52	78
МБ-4	220	38	9	150	19	6	48	82
МБ-3	200	29	8	130	17	8	58	90
ПМБ-2	260	80	28	190	48	5	16	52
ПМБ-5	240	75	30	190	50	5	15	49

Радиационная стойкость. Температура рекристаллизации магния невелика. В связи с этим облучение не должно существенно изменять механические свойства магния и его сплавов. Так, при облучении флюенсом нейтронов 10^{18} см^{-2} при температуре 45°C пределы прочности и текучести сплава, легированного цирконием, возрастают соответственно на 0-11 и 2-18%, а относительное удлинение уменьшается на 10-35%. Более высокие флюенсы должны существенно повлиять на пластичность сплавов магния. Следует, однако, иметь в виду, что в газоохлаждаемом реакторе детали и узлы из магниевых сплавов будут иметь температуру не ниже $150\text{-}200^\circ\text{C}$. При этой температуре пластичность сплавов магния достаточно велика и радиационные повреждения не снижают ее до опасного предела.

Совместимость. Магний, совместимый с ураном до температуры 500°C , восстанавливает окислы почти всех металлов. В связи с этим взаимная диффузия металлов будет зависеть от проницаемости окисла магния. Малые количества легирующих элементов практически не сказываются на проницаемости окиси магния и совместимости его с другими металлами. До температуры $447\text{-}577^\circ\text{C}$ магний и его сплавы не взаимодействуют со сплавами Zr, Cr, Ti, Ni, Pt. С алюминием магний взаимодействует при температуре выше 400°C .

Низколегированные перлитные стали не взаимодействуют с расплавленным магнием.

Коррозионная стойкость. В сухом углекислом газе при давлении до 5 МПа и температуре 580°C устойчивы сплавы, легированные 2% Be. При температуре до 520°C стойки сплавы типа магниокс. Коррозия идет по параболическому закону. Присутствие водяных паров интенсифицирует окисление. При 500°C и давлении 1,4 МПа сплавы типа магниокс устойчивы в углекислом газе, загрязненном до 1% CO и до 0,03% водой. Увеличение содержания воды до 2% не вызывает катастрофической коррозии, так же, как и увеличение содержания воздуха до 50%. С ростом давления углекислого газа скорость коррозии возрастает. Облучение флюенсом нейтронов $2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ незначительно влияет на скорость окисления.

При увеличении температуры сплавы магния воспламеняются в атмосфере углекислого газа. Так, при давлении 1 МПа температура воспламене-

ния равна 640°C. Полное сгорание материала за счет саморазогрева происходит при температуре не ниже 615°C. Оболочки ТВЭЛов из спеченных порошковых магниевых сплавов не уступают по коррозионной стойкости в углекислом газе оболочкам из литейных и деформируемых сплавов.

В нейтральных средах, в том числе и в дистиллированной воде, магний и его сплавы нестойки. Нормальный потенциал магния равен $-2,38$ В, т. е. магний весьма электроотрицателен и крайне активен в коррозионном отношении. Облученные элементы в оболочке из сплавов магнокс хранятся в воде в течение времени, необходимого для снижения активности короткоживущих продуктов деления. Сильная коррозия сплавов магния за это время может привести к контакту урана с водой и загрязнению бассейна выдержки. Очистка воды от хлоридов и карбонатов до содержания их 0,02 мг/л и увеличение рН среды выше 11 почти полностью подавляют коррозию магнокса. Следует отметить, что в описываемых условиях контакт сплавов магния с нержавеющей и низколегированной сталями, графитом интенсифицирует коррозию, вызывает образование язв. Контакт с алюминием и его сплавами не интенсифицирует коррозию сплавов магния.

Магний и его сплавы нестойки к атмосферной коррозии. Для защиты изделий из сплавов магния в этом случае применяют системы покрытий. При изготовлении оболочек сплавы магния сваривают аргоно-дуговой, электронно-лучевой сваркой.

1.9.5. Титан и его сплавы

Многие благоприятные свойства титана делают его перспективным материалом для изготовления теплообменных поверхностей парогенераторов и конденсаторов, лопаток турбин и других элементов оборудования АЭС. Он имеет малую плотность, высокие прочностные характеристики и коррозионную стойкость.

Физические свойства титана приведены в табл. 1.42. Теплопроводность титана примерно в 1,5-2 раза ниже, чем стали. С повышением температуры коэффициент теплопроводности не снижается, как у сталей, а даже несколько возрастает. Коэффициент линейного расширения титана меньше, чем у стали. Титан – плохой проводник электричества. Удельное электрическое сопротивление его в 5,5 раза больше, чем у стали, и в 30 раз больше, чем у меди.

Таблица 1.42. Физические свойства титана приведены

Физическое свойство	Значение
Атомный номер	22
Относительная атомная масса	47,9
Сечение поглощения тепловых нейтронов, м ²	5,6-10-28
Плотность, г/см ³	4,5
Температура плавления, °С	1963
Температура кипения, К	3908
Теплоемкость, Дж/(г-град)	0,5799

Коэффициент линейного расширения, град-1	8,5-10-6
Коэффициент теплопроводности, Дж/(г· °С)	1,7154
Кристаллическая структура	α -Фаза, ГПУ до 882°С, β -Фаза ОЦК от 882 °С
Параметры кристаллической решетки	α -Фаза, $a = 0,29504$, $c=0,46833$ β -Фаза, $a=0,33065$

Важными свойствами титана являются высокая удельная прочность в сочетании с высокой пластичностью и хорошая коррозионная стойкость. Однако титан плохо обрабатывается резанием и имеет низкие антифрикционные свойства.

Постоянными примесями титана являются Fe, Si, C, O, N, H и др. Примеси кислорода, азота, углерода повышают прочностные характеристики титана и уменьшают его пластичность. Водород существенно снижает ударную вязкость титана. Из-за высокого коэффициента трения титан не рекомендуют для резьбовых соединений.

Технический титан маркируется буквами и цифрами: ВТ 1-00 (95,53 % Ti), ВТ1-0 (99,48 % Ti), ВТ1-1 (99,44 % Ti). Чем меньше нулей в обозначении титана, тем больше содержится в нем примесей, которые оказывают сильное влияние на механические и другие свойства. Небольшое содержание кислорода, азота и углерода повышает твердость и прочность титана, но при этом снижает пластичность, коррозионную стойкость и ухудшает свариваемость и обрабатываемость давлением.

Технический титан ВТ1-1 с суммарным содержанием примесей 0,6-0,7% имеет следующие механические свойства: $\sigma_{02} = 380-500$ МПа, $\sigma_B=450-600$ МПа, $\delta_5= 20-25$ %, НВ 200-210. При меньшем суммарном содержании примесей твердость и прочность титана снижаются, а пластичность повышается.

Сплавы титана.

Технический титан при комнатной температуре обладает заметной ползучестью. Для уменьшения ползучести сплавы титана легируют Al, V, Zr, Mo в количестве нескольких процентов. По удельной прочности (отношение предела прочности к плотности) сплавы титана превосходят все известные технические сплавы. Поэтому сплавы титана применяют для изготовления изделий, работающих при значительных нагрузках и высокой температуре. В отличие от технического титана титановые сплавы обладают более высокими прочностью при комнатной температуре, жаропрочностью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью, хладостойкостью.

Сплавы титана технологичны. Они хорошо куются, штампуются, прокатываются (только в горячем состоянии). Большинство сплавов титана хорошо свариваются аргоно-дуговой сваркой. Сварные швы пластичны. При толщине металла более 3 мм сварные швы для снятия внутренних напряжений отжигают. Сплавы титана хорошо обрабатываются резанием. При дли-

тельном нагреве на воздухе при температуре выше 650°C на поверхности сплавов титана образуется тонкий хрупкий слой, снижающий пластичность. Наряду с процессом окислений идет процесс диффузии кислорода и азота в глубь металла. При этом под окалиной образуется хрупкий слой. Он снимается механической обработкой или травлением, если механическая обработка изделий из сплавов титана не предусмотрена.

По стойкости в воде высокой чистоты при высокой температуре сплавы титана превосходят аустенитные нержавеющие стали. Вынос продуктов коррозии титана в теплоноситель пренебрежимо мал.

Сплавы титана не подвержены контактной, язвенной коррозии и, что особенно существенно, коррозии под напряжением.

Структура титановых сплавов представляет собой твердые растворы легирующих элементов в α - и β -модификациях титана. Легирующие элементы подразделяются в зависимости от их влияния на температуру полиморфного превращения титана на две группы: элементы, расширяющие область существования α -фазы и повышающие температуру превращения (Al, Ga, Ge, La, C, O, N) и элементы, сужающие α -область и повышающие температуру полиморфного превращения (V, Nb, Ta, W, Mo, Cr, Mn, Fe, Co, Si, Ag и др.). Поскольку легирующие элементы влияют на стабилизацию аллотропической модификации титана, то сплавы титана в зависимости от их стабильной структуры подразделяют на три группы: α -сплавы, ($\alpha+\beta$)-сплавы (двухфазные) и β -сплавы.

Титановые сплавы также классифицируют, например, по технологии производства (деформируемые, литейные, порошковые) или по механическим свойствам (обычной прочности, высокопрочные, жаропрочные и др.)

В деформируемых титановых сплавах с α -структурой основным легирующим элементом, влияющим на свойства, является алюминий. При содержании алюминия примерно 5 % существенно повышаются прочность, жаропрочность, жаростойкость и снижается плотность сплава.

Деформируемые титановые сплавы упрочняются легированием и пластической деформацией и не упрочняются термической обработкой. Такие сплавы подвергают только рекристаллизационному отжигу. Наиболее распространенным является сплав ВТ5, который хорошо сваривается и обрабатывается давлением, жаропрочен и кислотостоек. Добавка олова (примерно 2,5 %) улучшает технологические и механические свойства сплава, который обозначается ВТ5-1.

К группе сплавов с α -структурой относятся также псевдо- α -сплавы, имеющие в основном α -структуру и небольшое количество β -фазы (1-5 %) вследствие дополнительного легирования марганцем. Такими сплавами, например, являются сплавы ОТ4, ВТ4, которые обладают более высокой пластичностью.

Основным недостатком сплавов с α -структурой является склонность к хрупкости, если в сплаве содержится более 0,02 % водорода.

Деформируемые титановые сплавы с $(\alpha+\beta)$ -структурой упрочняются термической обработкой, состоящей из закалки и старения. Типичными являются сплавы марок: ВТЗ-1, ВТ6, ВТ8 и др. Чем больше β -фазы содержится в сплаве, тем сильнее он упрочняется. Повышенной прочностью обладают сплавы ВТ14, ВТ15 и ВТ16.

При старении сплава образуются две дополнительные упрочняющие фазы, одна из которых вызывает хрупкость. Установлено, что при температуре старения примерно 500 °С охрупчивающая фаза не образуется. Поэтому рекомендуется выполнять старение сплава при температуре, при которой образуется только одна дополнительная упрочняющая мелкодисперсная фаза.

Изделия из титановых сплавов с α - и $(\alpha+\beta)$ -структурой могут длительное время работать при температурах 500 °С (ВТ20) и 550-600°С (ВТ18). Жаропрочность титановых сплавов повышается при легировании Zr, Al, Mo, Si.

Деформируемые титановые сплавы с β -структурой не нашли широкого промышленного применения, несмотря на высокую прочность при комнатной температуре. Недостатками этих сплавов являются плохая свариваемость, высокая стоимость из-за необходимости легирования дорогостоящими элементами (V, Mo, Nb, Ta). В промышленности применяется сплав ВТ15, который еще называют псевдо- β -сплавом. Он имеет в основном β -структуру с небольшим количеством α -фазы. Этот сплав хорошо штампуются и поставляется в виде поковок, полос и прутков.

В табл. 2.43 приведены механические свойства и режимы термической обработки некоторых деформируемых титановых сплавов.

Таблица 2.43 Механические свойства и режимы термической обработки некоторых деформируемых титановых сплавов

Марка сплава	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	КСУ, Дж/см ²	Режимы термической обработки
ВТ5	600-850	700-950	10-15	30-60	Отжиг при 740-760 °С
ВТ5-1	650-850	750-950	10-15	40-90	Отжиг при 860-880 °С
ОТ4	550-650	700-900	12-20	35-65	Отжиг при 670-720 °С
ВТ4	700-800	850-1050	15-22	35-65	Отжиг при 700-750 °С
ВТ14	1080-1300	1150-1400	6-10	25-35	Закалка от 860-880 °С; старение при 500 °С
ВТ15	1180-1400	1300-1500	3-6	25-30	Закалка от 760-800 °С; старение при 450-480 °С
ВТ16	1100-1200	1250-1450	4-6	40-60	Закалка от 790 °С; старение при 500 °С
ВТЗ-1	850-1100	1000-1200	10-16	30-60	Изотермический отжиг при 850 и 670 °С
ВТ8	850-1050	850-1050	9-16	30-60	Закалка от 900-950°С; старение при 500-480°С

Литейные титановые сплавы. Эти сплавы имеют хорошие литейные свойства (высокие жидкотекучесть и плотность отливок, малые усадку и склонность к образованию горячих трещин). Однако из-за активного взаимодействия титана с газами и формовочными материалами необходимо производить их плавку и разливку в вакууме или в среде нейтральных газов. По сравнению с деформируемыми сплавами литейные сплавы имеют низкую стоимость, меньшие прочность, пластичность и выносливость.

Для фасонного литья применяют сплавы ВТ5Л, ВТ14Л и ВТ3-1Л, химический состав которых в основном совпадает с химическим составом аналогичных деформируемых сплавов. Однако сплав ВТ14Л дополнительно содержит Fe и Cr. Упрочнение этих сплавов термической обработкой не применяется, так как она резко снижает пластичность. Специальные литейные сплавы ВТЛ1 и ВТ21Л, содержащие до 5-6,6 % Al, имеют наибольшую прочность ($\sigma_B=1000-1100$ МПа).

Наилучшими технологическими свойствами из рассмотренных литейных титановых сплавов обладает сплав ВТ5Л, имеющий достаточно высокую прочность и ударную вязкость. Фасонные отливки из сплава ВТ5Л работают при температуре до 400°C.

Литейные титановые сплавы используются для изготовления заготовок труб и различных фасонных отливок.

В табл. 1.44 представлены химический состав и механические свойства литейных титановых сплавов.

Таблица 1.44. Химический состав, механические свойства и режимы термической обработки некоторых литейных титановых сплавов

Марка	Al	Cr	Mo	V	Прочие элементы	σ_B , МПа	δ_5 , %	KCU, Дж/см ²
ВТ5Л	5	-	-	-	-	700-900	6-12	30-35
ВТ3-1Л	5,5	2,0	2,0	-	0,2 Si	1000-1100	4-6	30
ВТЛ1	5,0	-	-	-	1,0 Si	900-1000	5-10	15
ВТ21Л	6,6	0,35	0,7	1,2	5,0 Zr, 0,35 Fe	1000-1100	4-7	20

Порошковые титановые сплавы. Современные технологии порошковой металлургии позволяют получать титановые сплавы примерно с теми же механическими и эксплуатационными свойствами, что и у деформируемых сплавов. Однако стоимость и время изготовления изделий из порошковых сплавов существенно ниже (до 50 %), чем из литых или деформируемых сплавов.

Титановый порошковый сплав ВТ6, который получают горячим изотермическим прессованием, имеет прочность ($\sigma_B=70$ МПа) и пластичность ($\delta_5=16\%$), свойственные и для деформируемого титанового сплава. Если сравнивать порошковый сплав ВТ6 с аналогичным деформируемым сплавом

после закалки и старения, то первый несколько уступает по прочности, но превосходит в пластичности.

Исследования сплавов титана показывают, что длительная эксплуатация их в ядерных энергетических установках не вызывает насыщения их водородом и охрупчивания. Благодаря этим свойствам сплавы титана получают все более широкое применение для изготовления теплообменного оборудования АЭС.

Из сплавов титана выполняются рабочие лопатки последних ступеней мощных паровых турбин АЭС, а также элементы конденсаторов паровых турбин (поверхности теплообмена, трубные доски).

1.10. Реакторный графит

Графит – одна из кристаллических модификаций углерода. Последний существует в виде двух стабильных изотопов с массовыми числами 12 (98,892%) и 13 (1,108%).

Графит получил широкое применение в атомной энергетике. Его используют в качестве замедлителей и отражателей нейтронов, материалов конструкции активной зоны, а также в качестве вмещающей матрицы ядерного топлива.

Широкое использование графита в реакторах объясняется его доступностью, удовлетворительными замедляющими свойствами и малым сечением захвата нейтронов.

Физические свойства. Графит находит широкое применение в реакторах на тепловых нейтронах в качестве замедлителя и отражателя. Сечение поглощения тепловых нейтронов у графита меньше, чем у бериллия и магния (табл. 1.45).

Таблица 1.45. Физические свойства графита

Физическое свойство	Значение
Атомный номер	6
Относительная атомная масса	12
Сечение поглощения тепловых нейтронов, м ²	4,5 · 10 ⁻³¹
Плотность, г/см ³	1,65-1,75
Температура плавления, °С	Возгоняется при давлении 0,1 МПа и температуре 3650°С
Коэффициент линейного расширения, град ⁻¹	(28 - 44)10 ⁻⁷
Коэффициент теплопроводности, Вт/м·°С	263,8 - 523,5
Кристаллическая структура	Гексагональная сложная
Параметры кристаллической решетки, нм	a=0,246 c=0,670

Получение графита реакторной чистоты не представляет больших технических трудностей. Графит обладает хорошими тепловыми свойствами и достаточной прочностью, хорошо поддается механической обработке. Благодаря высокой теплопроводности и низкому коэффициенту линейного расширения графит обладает хорошим сопротивлением тепловым ударам. Однако применению графита препятствуют его низкая стойкость к окислению и хрупкость. Кроме того, в результате облучения нейтронами кристаллическая решетка графита повреждается, что отражается на его физических свойствах.

Свойства графита существенно зависят от исходного материала и метода получения. Чистота графита в значительной степени зависит от чистоты исходных материалов. В реакторном графите содержание золы не выше 0,054-0,16%, содержание бора 4-10⁻⁵ %. В случае газовой очистки эти значения могут быть снижены до 5 · 10⁻⁴ и 6 · 10⁻⁶ % соответственно. При обработке

графита газообразным хлором увеличивается содержание хлора в графите, что может привести к загрязнению хлором реакторного пространства в процессе эксплуатации. При высокой температуре графит не плавится, а возгоняется. До температуры возгонки кристаллическая решетка графита не изменяется.

Совершенные кристаллы графита состоят из параллельных атомных слоев (рис. 1.22).

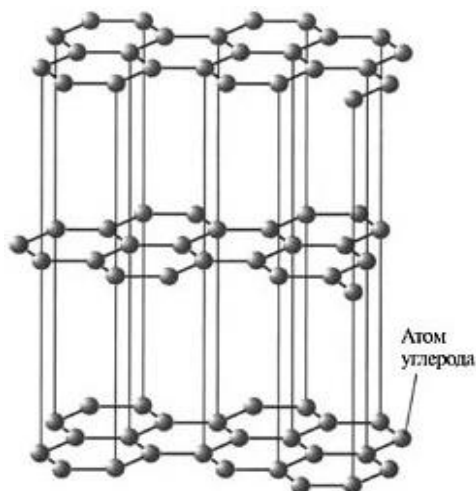


Рисунок 1.22. Кристаллическая структура графита (1 см= 0,1 нм)

В каждом слое атомы графита образуют гексагональную сетку. Межатомное расстояние в слое равно 0,142 нм. Расстояние между слоями 0,335 нм. Слои смещены в собственной плоскости так, что над центром и под центром каждого из шестиугольников в прилегающих слоях находится атом графита. При этом любой шестиугольник в каждом третьем слое лежит над соответствующим шестиугольником в первом слое. Общепринятые параметры решетки графита приведены в табл. 1.45. Образование слоистой структуры происходит во время графитизирующего отжига при температуре порядка 3080°C. Кристаллические слои достаточно свободно перемещаются друг относительно друга. В связи с этим свойства графита существенно зависят от кристаллографического направления.

Теоретическая плотность графита равна 2,27 г/см³, плотность реакторного графита обычно лежит в пределах 1,65-1,75 г/см³. Такое различие обусловлено пористостью реакторного графита, составляющей 20-30 %. Поры, как правило, сообщаются между собой, поэтому графит пропускает газ. Теплопроводность графита мало отличается от теплопроводности многих металлов. Распространение тепла в графите происходит главным образом вдоль базисных плоскостей, расположенных преимущественно параллельно оси выдавливания.

Механические характеристики. Механические свойства графита существенно зависят от кристаллографического напряжения. В плотноупакован-

ных плоскостях атомы углерода связаны между собой сильными ковалентными связями, сами же плоскости связаны друг с другом относительно слабо.

В уран-графитовых реакторах из графитовых блоков сооружают кладку, через которую проходят каналы. Поэтому главное требование, которое предъявляется к графиту, состоит в том, чтобы он обладал достаточной прочностью на сжатие и мог выдерживать массу выше расположенных блоков графита. Так, предел прочности на сжатие (σ_b , МПа) графита, полученного по электродной технологии с мелкодисперсным наполнителем, следующим образом зависит от плотности (ρ , г/см³): $\sigma_b = 232 + 166\rho$. Предел прочности на растяжение при комнатной температуре колеблется от 7 до 21 МПа, при изгибе 7-30 МПа. Предел прочности на сжатие обычно составляет 21-35 МПа. При повышении температуры прочность графита возрастает. При температурах до 2000 °С увеличение прочности происходит приблизительно по линейному закону. При температуре 2800 °С прочность достигает максимального значения и примерно в два раза превышает прочность при комнатной температуре. Увеличение механической прочности с температурой связывается со снятием больших внутренних напряжений, возникающих в графите при охлаждении от температуры графитизации. Эти напряжения появляются вследствие большого различия в коэффициентах теплового расширения по направлению оси с и перпендикулярно к этой оси. Чем выше плотность графита, тем значительнее его прочность.

В области высоких температур изделия из графита деформируются под действием постоянных во времени напряжений, т. е. наблюдается явление ползучести. Скорость ползучести графита высока при температурах, близких к 2000 °С. Однако в условиях облучения заметная деформация наблюдается и при более низких температурах. Для кратковременных испытаний при постоянной температуре скорость ползучести пропорциональна квадрату приложенного напряжения. Снятие напряжения приводит к частичному восстановлению длины образца. Так, после снятия нагрузки восстанавливается около 30% общей деформации, достигнутой в процессе испытаний при 2563 °С.

Среда, в которой проводятся испытания, оказывает существенное влияние на полученные результаты. В частности, снижение давления аргона приводит к резкому возрастанию скорости ползучести. Скорость установившейся ползучести (v , см-1) можно оценить по следующей зависимости:

$$v = 40(\sigma/\sigma_b)^{3,8} \exp(-Q/RT), \quad (1.11)$$

где σ – растягивающее напряжение;

σ_b – предел прочности;

Q – энергия активации, $Q = 209$ кДж/моль.

Окисление графита. При высоких температурах графит достаточно реакционноспособен. Однако с твердыми веществами графит совместим вплоть до высоких температур, когда наблюдается значительная диффузия углерода и науглероживание металлов и сплавов или возможны химические реакции

восстановления углеродом. Проблемы совместимости графита сводятся к вопросам его взаимодействия с теплоносителем. Скорость взаимодействия графита с газами обычно определяют по относительному изменению массы образцов. Влияние удельной поверхности, как правило, не учитывается, хотя известно, что она изменяется при окислении. Наиболее распространенными и перспективными газами для охлаждения реакторов являются гелий, азот, углекислый газ, воздух. Гелий не взаимодействует с графитом даже в условиях облучения. При температуре порядка 2000 °С может наблюдаться перенос массы графита потоком гелия в результате выкрашивания частиц графита. Такая эрозия обычно заканчивается после удаления частиц, имевших недостаточное сцепление с основным материалом. Примеси в гелии, например, кислород, могут явиться причиной коррозии графита.

Коррозия графита представляет собой сложный физико-химический процесс, который может быть условно разделен на несколько этапов:

- 1) доставка окислителя к поверхности графита посредством молекулярной, конвективной диффузии;
- 2) адсорбция молекул окислителя на кристаллах графита;
- 3) взаимодействие адсорбированного окислителя с поверхностными атомами углерода на активных центрах с образованием комплекса C_xO_y ;
- 4) расход комплекса C_xO_y с образованием CO и CO₂ и удалением их в газовую среду.

При температурах ниже 500°С скорость коррозии определяется скоростью химической реакции. При свободном доступе кислорода к реакционной поверхности существенного влияния скорости газового потока не наблюдается. При температуре больше 700°С скорость реакции горения графита начинает лимитироваться диффузией окислителя к реакционной поверхности. При этом скорость окисления графита v [г/(см²·с)] слабо зависит от температуры. Так, для графита марки ГМЗ при концентрации кислорода 0,1 % и расходе газа 3,8 л/ч эта зависимость выглядит следующим образом (табл. 1.46):

Таблица 1.46. Зависимость скорости окисления графита от температуры

T, °С	450	550	600	700	800
lg v	- 9,5	- 8,5	- 8,3	- 8,08	- 8,05

В диффузионной стадии продукты реакции (CO₂, CO), накапливаясь у поверхности графита, вытесняют кислород. В связи с этим увеличение скорости движения газовой среды интенсифицирует доставку кислорода к поверхности и соответственно увеличивает скорость окисления графита.

При температуре 800 °С и расходе газа 3,8 л/ч зависимость скорости окисления графита марки ГМЗ от концентрации кислорода в газовой фазе (CO₂, %) выражается следующим уравнением:

$$\lg v = -7 + 0,95 \lg C_{O_2} \quad (1.12)$$

Скорость окисления графита уменьшается с ростом его плотности так же, как и с увеличением температуры термической обработки, интенсифицируют окисление графита примеси Fe, V, Na. В присутствии примесей окисление имеет локальный характер. С увеличением степени чистоты графита скорость его окисления снижается.

Графит с молекулярным азотом практически не взаимодействует. Основным продуктом взаимодействия графита с водородом при температурах 300-1000 °С является метан. Равновесная концентрация метана в присутствии графита снижается с ростом температуры и при 1000 °С и давлении 0,1 МПа близка к нулю. Облучение ионизирует водород и способствует образованию метана. Присутствие в реакторной среде паров воды интенсифицирует окисление графита.

В ряде случаев для оценки стойкости графитовой кладки к окислению используют коэффициент выгорания, равный доле кислорода, взаимодействующего с углеродом при прохождении над поверхностью графита. В гелии с 0,22% объемного содержания O₂ при площади графита 0,22 м² и скорости газового потока 1,1 л/мин коэффициент выгорания при температурах 400 и 700 °С составляет 0,1 и 0,8 соответственно.

При взаимодействии с CO₂ протекает следующая реакция:



Если концентрация CO в результате протекания какой-либо другой реакции превысит равновесную для рассматриваемой реакции, то вследствие интенсификации обратной реакции 2CO → CO₂ произойдет отложение углерода. При 400 – 500 °С процесс отложения графита незначителен.

Облученный при 50 °С флюенсом нейтронов 5·10²⁰ см⁻² графит марки ГМЗ окисляется на воздухе при 600 °С раз интенсивнее, чем необлученный. Облучение при 300-350 °С флюенсом 1,5·10²¹ см⁻² не увеличивает скорости окисления. При температуре выше 800 °С предварительное облучение графита не влияет на скорость окисления. Это связывается с отжигом радиационных дефектов.

Облучение газовой среды вызывает ионизацию молекул, что также влияет на кинетику окисления графита. Этот эффект наблюдается при мощности дозы γ-излучения более 154,8 Кл/(кг·с). При этом скорость окисления возрастает в 2,6 раза.

Защита от окисления. Для защиты от окисления графитовой кладки реактора, работающей при температуре 700-800 °С, необходимо снижать объемное содержание кислорода в газовой среде до 0,05-0,10%. Содержание H₂O при этом не должно превышать 1%. Рекомендуются также периодически вво-

диль в газ соединения, склонные к пиролизу, например, CO, CH₄. При этом в результате пиролиза образуется защитный слой, препятствующий окислению.

В первую очередь реакция окисления протекает с участием атомов графита, имеющих повышенную энергию. Иными словами, вначале окислению подвергаются активные места в кристаллической решетке. Если активные места будут заняты, например, в результате адсорбции на них атомов некоторых элементов, то эти места будут исключены из дальнейшего участия в реакции. В качестве веществ, которые можно вводить с этой целью в графит, предложены различные фосфорсодержащие соединения. Такие вещества после разложения при нагреве до определенной температуры оставляют атомы фосфора адсорбированными на активных местах решетки, что и снижает скорость окисления. Обычно для этой цели изделия из графита пропитывают фосфорсодержащим веществом и быстро обжигают при температуре 800-1200°C в инертной атмосфере. В качестве фосфорсодержащих веществ используют как органические, так и неорганические вещества, например, фосфорную кислоту, триметилфосфат и др. В результате такой обработки потери массы графита при окислении снижаются в 2-3 раза.

Для повышения стойкости графита к окислению могут быть использованы и смеси веществ, которые образуют сложные соединения типа фосфатных стекол. Для получения фосфатного стекла графитовые изделия после пропитки раствором, содержащим необходимые компоненты, обрабатывают при температуре образования стекла. Пленка из фосфатного стекла хорошо защищает от окисления графит в интервале температур 500-950 °C. Скорость окисления при этом снижается почти на два порядка. В условиях облучения защита от окисления фосфатными покрытиями неэффективна. Это связано с повышением активности газа-окислителя при облучении, в результате чего он может взаимодействовать с атомами углерода, находящимися не только в активных местах. После прекращения воздействия облучения фосфатные покрытия вновь предохраняют графит от окисления, что указывает на сохранение покрытия в условиях облучения.

Графит практически не взаимодействует с эвтектикой Pb-Vi при температуре до 700 °C. При использовании жидкого натрия в качестве теплоносителя с графитовым замедлителем возникают две проблемы: перенос массы углерода и проникновение натрия в поры графита.

Натрий при взаимодействии с графитом образует соединение со слоистой структурой. Натрий, по-видимому, располагается в пространстве между плотноупакованными слоями, причем занятым оказывается каждое восьмое межплоскостное пространство. Среднее расстояние между плотноупакованными плоскостями увеличивается на 5%, что вызывает расширение и растрескивание графита. Из-за переноса углерода натрием может происходить науглероживание аустенитной нержавеющей стали или осаждение углерода из теплоносителя в более холодных частях системы. Если графит не обрабо-

тан соответствующим образом или на его поверхности не создано покрытие, препятствующее проникновению натрия, то последний должен отделяться от графита металлической оболочкой, например, из сплава циркония. При этом следует учитывать образование газов в очехлованных блоках графита.

Радиационная стойкость. Облучение графита частицами высокой энергии приводит к изменению его физико-механических характеристик и размеров, что связано с деформацией кристаллической решетки графита. Под влиянием облучения происходит образование вакансий и смещенных атомов. Смещенные атомы образуют комплексы по 3-6 атомов каждый. Образуются также дислокационные петли. Это приводит к увеличению размера элементарной ячейки графита в направлении с и уменьшению параметра решетки а пропорционально флюенсу облучения. Увеличение постоянной решетки по оси с при облучении графита связано с внедрением смещенных атомов или их комплексов в межслоевое пространство графита. Сжатие решетки по оси а вызвано, вероятно, ее релаксацией на вакансиях. Повышение температуры облучения устраняет радиационные дефекты – рекомбинацию пар вакансия – смещенный атом, что приводит к уменьшению деформации кристаллической решетки графита. Так, при флюенсе нейтронов $2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ при увеличении температуры облучения с 60-300 °С относительное удлинение по оси с уменьшается в 50 раз. При низкой температуре относительное изменение параметра с при облучении не превышает 15%.

Основным следствием деформации кристаллической решетки графита при облучении является изменение его макроразмеров. В поликристаллических графитовых стержнях, полученных методом выдавливания с последующим спеканием, обычно ось с преимущественно устанавливается в радиальном направлении, ось а – в продольном. Изменение параметров кристаллической решетки при облучении приводит к анизотропному изменению размеров графитовых изделий. Макроскопическое распухание не полностью соответствует увеличению кристаллической решетки графита, так как кристаллографическое расширение частично компенсируется заполнением существующих пор. С повышением температуры до 364-500 °С и выше процесс заполнения пор и дополнительного спекания превосходит рост кристаллической ячейки и приводит к сжатию поликристаллического графита. Влияние температуры облучения можно наблюдать по относительному значению распухания графитовых кирпичей по высоте кладки реактора (рис. 1.23).

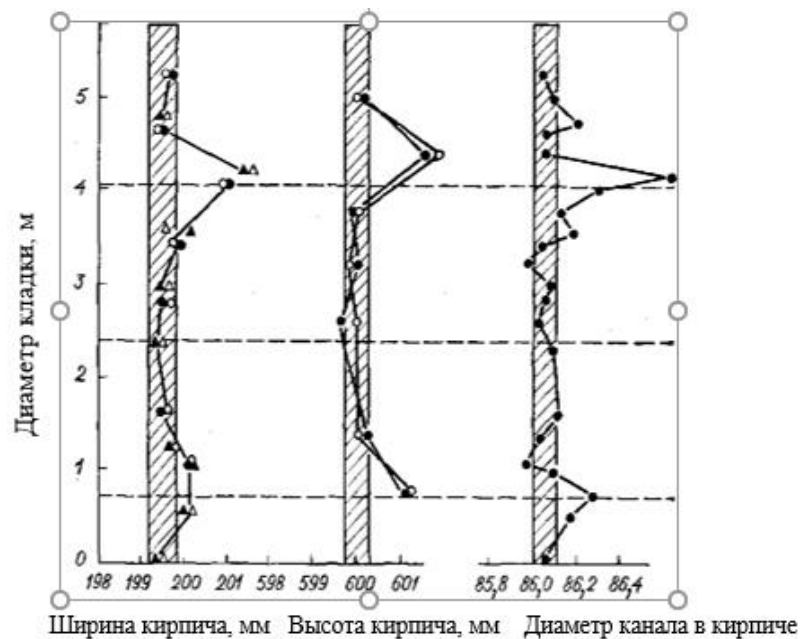


Рисунок 1.23. Деформация графита в каналах

Несмотря на то, что плотность нейтронного потока наибольшая на середине высоты кладки, распухание здесь наименьшее вследствие более высокой температуры. Максимум роста наблюдается на входной, более холодной стороне кладки. Другая особенность – неравномерное накопление радиационных нарушений в толще графита. Максимальные нарушения имеют место со стороны, примыкающей к источнику быстрых нейтронов – делящемуся урану. В прилегающих к ТВЭЛу слоях графита коэффициент теплопроводности уменьшается в 40 раз.

Облучение увеличивает ползучесть графита. В отсутствие облучения ползучесть графита не наблюдается при температуре ниже 150-200 °С. При облучении флюенсом нейтронов 1020 см⁻² и температуре 80 °С ползучесть при напряжении 10 МПа составляет 0,7 – 0,8%. Облучение снижает тепло- и электропроводность графита.

Применение графита в конструкциях активной зоны реактора.

В уран-графитовых реакторах, основной частью конструкции является многотонная графитовая кладка.

Несмотря на большое разнообразие конструкций кладок, есть ряд общих принципов. Кладку собирают в виде штабеля из графитовых деталей, подгоняя детали друг к другу для исключения значительных зазоров между ними. В то же время при конструировании кладки должна обеспечиваться необходимая подвижность ее деталей, во избежание разрушения конструкции вследствие термической и радиационной деформаций. Вся конструкция заключается в герметичный кожух, который в реакторах с повышенной температурой эксплуатации предохраняет графит от окисления.

Основными элементами кладки являются графитовые блоки, имеющие форму призмы с отверстиями. Выбор материала и конструкций графитовых

блоков зависит от температурного режима графитовой кладки, типа теплоносителя и конструктивных особенностей труб технологических каналов, в которых размещаются ТВЭЛы. В практике реакторостроения применяются два вида размещения технологических каналов – горизонтальный и вертикальный.

Большинство действующих уран-графитовых реакторов имеют вертикальное расположение технологических каналов. Такая конструкция облегчает процесс выгрузки ТВЭЛов. Кроме этого, в вертикальных кладках графит находится под действием собственной массы, поскольку многотонная урановая загрузка либо подвешена на верхних конструкциях реактора, либо опирается на нижние подреакторные опоры. Напряжения, создаваемые в нижних графитовых блоках массой всего столба графита, не превышают 2-4 кг/см².

Тепловое расширение такой колонны в длину происходит свободно, без взаимодействия с соседними колоннами. Для теплового и радиационного расширений блоков в поперечном направлении между колоннами предусмотрен зазор.

Конструкция графитовой кладки канального водографитового реактора с кипящей водой и прямой подачей насыщенного пара в турбину (РБМК-1000). Графитовая кладка реактора заключена в кожух и опирается на сварные металлоконструкции, которые вместе с кожухом образуют герметичную полость, заполненную смесью гелия с азотом. Графитовая кладка имеет цилиндрическую форму и состоит из собранных в колонны отдельных блоков сечением 250х250 мм с осевыми цилиндрическими отверстиями. В этих отверстиях размещаются технологические каналы и каналы СУЗ. Для графитовой кладки используется графит ГР-280. На рис. 1.24 приведена схема РБМК.

Для обеспечения условий теплоотдачи, а также возможности компенсации сокращения диаметра отверстий в блоке, в результате радиационно-термической усадки графита и увеличения диаметра канальной трубы вследствие ползучести, между блоками и технологическими каналами располагают разрезные графитовые кольца высотой 20 мм, являющиеся упругими теплопередающими элементами.

Их размещают по высоте канала вплотную друг к другу таким образом, что одно из них плотно прилегало к стенке канала, а другое – к внутренней поверхности отверстия в графитовом блоке. На рис. 1.25 показана схема размещения графитовых колец в ячейке реактора РБМК. Такой тип реактора эксплуатировался на Чернобыльской АЭС.

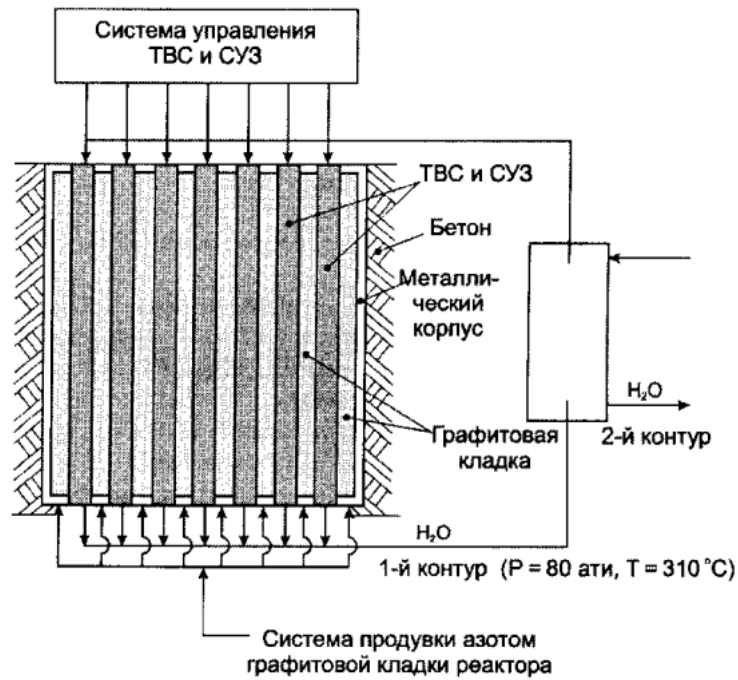


Рис. 1.24. Схема канального реактора РБМК большой мощности

Радиальные зазоры, создаваемые графитовыми кольцами, дают свободу для радиационной усадки блока и увеличения диаметра трубы канала. Такого рода контактные кольца устанавливаются в зоне максимальных тепловых потоков.

Конструкция графитовой кладки корпусных низкотемпературных газографитовых реакторов. Корпусные низкотемпературные газографитовые реакторы составляют основу атомной энергетики Англии и Франции. Активную зону таких реакторов собирают в стальном или железобетонном корпусе, устанавливаемом на опоры в бетонной шахте. Внутри корпуса имеется плита, на которой монтируется графитовая кладка, состоящая из вертикальных колонн с отверстиями по центру.

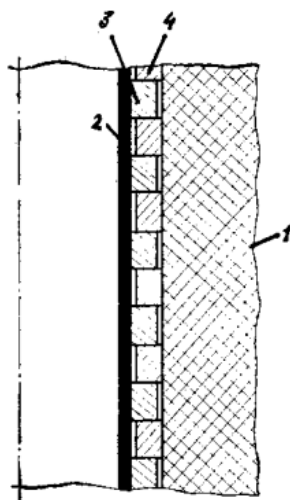


Рис. 1.25. Схема размещения графитовых колец в ячейке реактора РБМК:
1 – блок; 2 – циркониевая труба; 3, 4 – разрезанные графитовые кольца

Каждую колонну набирают из отдельных блоков. Высота кладки составляет 8-10 м, диаметр – от 14 до 16 м. В отверстия кладки загружают ТВЭЛы. Загрузка и выгрузка ТВЭЛов проводятся через отверстия в крышке или в днище корпуса реактора с помощью перегрузочной машины. Теплоносителем служит углекислый газ.

Конструкция графитовой кладки высокотемпературных газографитовых реакторов (ВТГР). Высокотемпературный газографитовый реактор является одним из перспективных реакторов IV поколения В корпусном ВТГР в качестве замедлителя, отражателя и основного конструкционного материала активной зоны используется графит. Теплоносителем в ВТГР является гелий, что позволяет достичь значительно более высоких температур и соответственно высокого КПД (40%) (рис. 1.26).

Такие типы реакторов построены и находятся в опытной эксплуатации в ряде стран: «Драгон» в Великобритании, «Пич-Боттом» и «Форт-Сент-Врейн» в США, AVR и ТШР-300 в Германии.

Применение углерод-графитовых материалов в конструкциях ТВЭЛов. ТВЭЛы представляют собой устройство, предназначенное для размещения в активной зоне в определенном порядке ядерного топлива, генерации производимой в активной зоне тепловой энергии и передачи ее теплоносителю. ТВЭЛы состоят из топливного сердечника, оболочки, кольцевых и дистанционирующих деталей. На рис. 1.27 показаны стержневые ТВЭЛы с топливным сердечником из двуокиси урана.

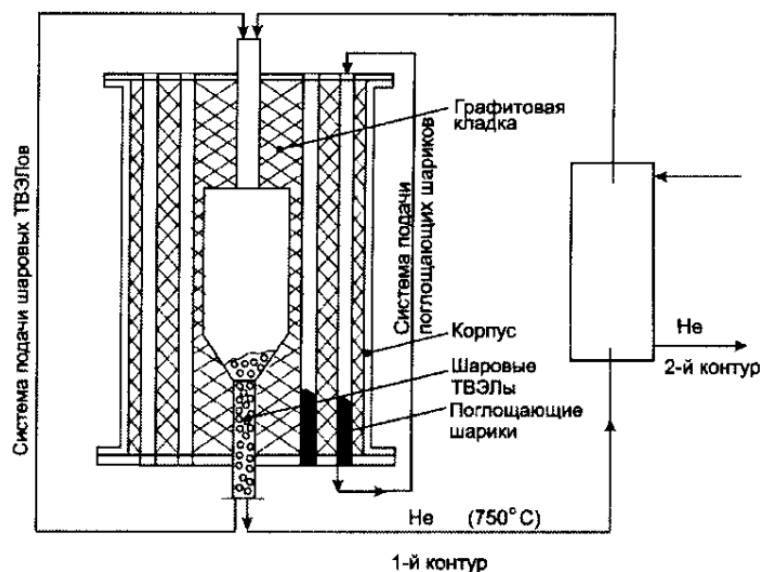


Рис. 1.26. Схема высокотемпературного газографитового реактора

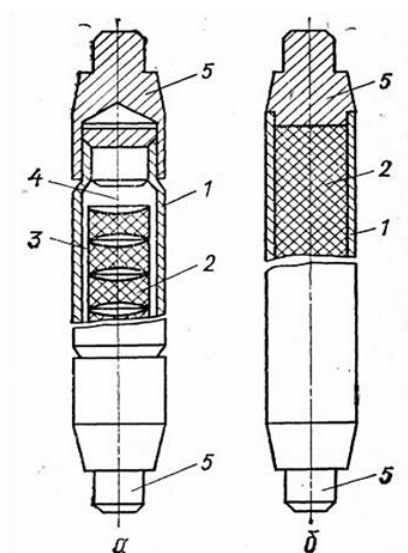


Рис. 1.27. Стержневые ТВЭЛы с двуокисью урана контейнерного (а) и монолитного (б) типов:

1 – оболочка; 2 – топливный сердечник; 3 – газовый зазор; 4 – сборник газообразных продуктов деления; 5 – концевые детали

В топливном сердечнике осуществляется процесс деления ядер тяжелых элементов. В зависимости от структуры топлива ТВЭЛы бывают с однородными (монолитными) и дисперсионными топливными сердечниками. Однородные топливные сердечники могут быть металлическими (уран, плутоний, торий и их сплавы) и керамическими (окислы, нитриды, карбиды и другие соединения урана, тория, плутония).

Дисперсионные топливные сердечники состоят из частиц делящегося вещества, распределенных в непрерывной матрице из металлов, сплавов, керамических материалов, графита и других неделящихся материалов. Главным преимуществом дисперсионного топлива является его высокая радиационная стойкость при глубоком выгорании.

Существенный недостаток дисперсионного топлива – относительно малое удельное содержание делящегося материала в объеме сердечника. Этот недостаток может быть устранен путем повышенного обогащения топлива делящимися материалами.

В дисперсионных ТВЭЛах используются сердечники со сложной структурой, в которой каждая топливная частица заключена в защитную оболочку (металлическую, графитовую или керамическую). Защитные пленки повышают стойкость дисперсионных сердечников, локализуя осколки деления в небольшом объеме около топливных частиц. Кроме того, покрытия способствуют достижению равномерного распределения частиц в материале матрицы.

При получении покрытий на частицах топлива применяются различные методы их нанесения. В современных производствах, в большей степени, используют метод химического осаждения из газовой фазы.

Чаще всего углеродные покрытия получают химическим осаждением углерода из газовой фазы в кипящем слое. Исходными газами для осаждения углерода газозавыми методами являются: метан, ацетилен, пропан и природный газ. Процесс нанесения покрытия обычно проводят при температуре от 1400 °С и выше.

В Англии патентная заявка на получение частиц ядерного горючего с углеродным покрытием была подана еще в 1959 году. Первыми промышленными фирмами, которые начали заниматься такими покрытиями, были «Minnesota mining and manufacturing» и «Newcamer material and equipment».

В настоящее время не менее 20 фирм и лабораторий США и 14 предприятий в других странах интенсивно работают над получением ядерного горючего в виде микротоплива (МТ). Для изготовления ТВЭЛов высокотемпературного реактора с газовым охлаждением в Пич-Боттоме используют частицы дикарбида урана и тория с углеродным покрытием, диспергированные в графитовой матрице. ТВЭЛы этого реактора работают при температуре ниже 1500 °С. Такое горючее используется в реакторах «Dragon» и «BBC-Krugg» в Европе и реакторе «Interex» США.

Чаще всего углеродные покрытия получают химическим осаждением углерода из газовой фазы в кипящем слое. Исходными газами для осаждения углерода газозавыми методами являются: метан, ацетилен, пропан и природный газ. Процесс нанесения покрытия обычно проводят при температуре от 1400 °С и выше.

Один из наиболее перспективных ТВЭЛов на основе UO_2 с углеродным покрытием изготовлен фирмой «Юнион карбид». Покрытие состоит из внутренней оболочки слоистого углерода толщиной 20 мкм и внешнего слоя столбчатого углерода толщиной 80 мкм. Такие покрытия хорошо удержива-

ют продукты деления при повышенных температурах и высоких степенях выгорания.

В ВТГР используются дисперсионные ТВЭЛы двух конструкций: блочные и шаровые. В блочных конструкциях микротопливо распределено в брикетах цилиндрической формы, из которых набираются призматические ТВЭЛы, а перегрузка топлива осуществляется на остановленном реакторе.

Другой тип конструкции ядерного горючего, используемого в ВТГР – шаровые ТВЭЛы. Шаровой ТВЭЛ, в котором топливо располагается в сферическом слое, дает снижение максимальной температуры в ТВЭЛе при эксплуатации примерно на 150 °С. Вследствие низкого объемного заполнения сердечника микротопливом прочностные и теплофизические свойства ТВЭЛа определяются свойствами матричного графита.

В Национальном научном центре «Харьковский физико-технический институт» (ННЦ ХФТИ) была разработана технология получения шаровых ТВЭЛов, в которой вместо прессования применяется операция формовки заготовки изделия с последующим уплотнением их пироуглеродом, осаждаемым из газовой фазы (рис. 1.28).

В технологии изготовления шаровых ТВЭЛов можно выделить основных этапа:

- получение топливных микросфер;
- получение МТ;
- изготовление шаровых ТВЭЛов.

Топливные микросферы изготавливают согласно разработкам ННЦ ХФТИ путем механической сфероидизации топливных заготовок, приготовленных на основе пластифицированных масс. Метод заключается в обкатывании цилиндрических заготовок до совершенных микросфер. Термическая обработка полученных микросфер производится в два этапа. На первом этапе осуществляется вакуумный отжиг при температуре порядка 300 °С для отгона пластификатора. На втором этапе – окончательное спекание топливных микросфер в вакууме или в среде инертного газа при 1450...2000 °С.



Рис. 1.28. Формирование внешней оболочки шарового ТВЭЛа

Разработанная технология изготовления ТВЭЛов методом связывания графитовых композиций пироуглеродом, осаждаемым из газовой фазы устраняет указанные недостатки. Технология изготовления шаровых ТВЭЛов с помощью метода объемного газофазного насыщения пироуглеродом пористых заготовок включает в себя следующие операции: приготовление графитового порошка требуемого гранулометрического состава; приготовление

пресс-шихты для оболочек шаровых элементов; приготовление топливной массы для сердечников; формовку заготовок топливного сердечника; заготовку ТВЭЛа; связывание заготовок ТВЭЛа пироуглеродом; механическую обработку шаровых ТВЭЛов; термообработку и контроль изделия. Основным исходным материалом для ТВЭЛов на пироуглеродной связке служит порошок графита, обладающий необходимой ядерной чистотой, и МТ с пироуглеродными и карбидо-кремниевыми покрытиями. Пресс-шихту для оболочек шаровых элементов приготавливают, смешивая графитовый порошок с пластификатором. После введения в пресс-шихту нужного количества МТ и последующего тщательного перемешивания смеси получают исходный материал для формирования сердечников ТВЭЛов. Заготовки оболочек и сердечников шаровых элементов в сборе формируются в стальных пресс-формах. Операция формовки заготовок до сравнительно низкой плотности с последующим связыванием пироуглеродом до плотности 1,75-1,90 г/см³, а также связывание заготовок шаровых элементов пироуглеродом проводятся в специальной форме, которую размещают в установке пиролиза. Процесс пиролиза проводится в потоке природного газа при 900-1100 °С. Длительность процесса пиролиза до плотности 1,75 г/см³ составляет порядка 70 ч. В качестве матричного графита для шаровых ТВЭЛов ННЦ ХФТИ использовал графит, связанный пироуглеродом (ГСП).

В результате ресурсных испытаний, имитирующих номинальные режимы эксплуатации легководных реакторов, установлено, что защитные покрытия необлученных МТЭ из SiC и PyC обладают высокой коррозионной стойкостью в воде и паре высокого давления при 350 и 550 °С. Исследования подтвердили возможность длительной эксплуатации МТЭ с наружными защитными покрытиями из SiC и PyC в легководных реакторах при температуре теплоносителя до 600-650 °С соответственно. В работе было сделано заключение, что температура 1200 °С может считаться проектным пределом применения МТЭ для реакторов с легководным теплоносителем.

Уникальные свойства углерод-углеродных композиционных материалов позволили рекомендовать их для изготовления контейнеров для хранения радиоактивных отходов. Одним из эффективных методов, используемых для переработки и кондиционирования горючих твёрдых радиоактивных отходов (ТРО), является их сжигание. Процесс сжигания ТРО позволяет уменьшить их объем в 20-100, а массу в 10-20 раз. В результате сжигания ТРО образуется зола, которая содержит до 90% всех радиоактивных нуклидов. Основная проблема состоит в летучести золы, что делает проблематичным ее длительное хранение. Для решения этой проблемы золу цементируют, остекловывают или вводят в стеклокерамическую матрицу. Альтернативой приведенным методикам иммобилизации радиоактивных отходов может быть методика иммобилизация ТРО в пироуглеродной матрице. Методика разработана и экспериментально подтверждена в ННЦ ХФТИ. Предложенная методика позволяет объединить процесс связывания ТРО пироуглеродом с созданием наружного герметичного контейнера из углерод-углеродного композита.

Таким образом, суммируя вышесказанное, можно сделать вывод, что потребность в этих материалах постоянно увеличивается (исчисляется сотнями тысяч тонн), что привело к созданию в развитых странах совершенно нового промышленного производства – производства реакторного графита. Производство графитов базируется на применении коксов различной микроструктуры в качестве наполнителей и как связующих веществ – пеков.

Наполнителями для графита атомных реакторов могут служить коксы, полученные из нефти или конденсированных продуктов коксования углей. Технология получения графита состоит в подготовке наполнителя (стадии прокаливании, измельчения и разделения на фракции), смешивания подготовленной шихты с пеком и прессования полученной массы в заготовки. Затем заготовки обжигаются, пропитываются камнеугольным пеком и после обжига графитируются. При этом графит стремятся получить чистым, без примесей различных элементов (особенно бора). В табл. 1.47 приведены свойства графитов разных производителей. Рассмотренные материалы относятся к классу среднезернистых графитов с плотностью 1,7-1,8 г/см³. Указанная плотность для графитов, полученных экструзионным методом прессования, достигается применением одной или нескольких пропиток обожженных заготовок пеком.

Таблица 1.47 Физическо-механические свойства реакторных графитов различных производителей

Марка	ρ , г/см ³	σ , МПа			E, ГПа	λ , Вт/(м·К)	$\frac{r}{m}$, (м·К ² ·Ом)/м	α , 10 ⁻⁶ К ⁻¹
		σ_B	$\sigma_{изг}$	$\sigma_{сжат}$				
ГМЗ	1,60	8,8	20,6	24,5	5,5	120	9/11	5,0
РБМК	1,68	7,6/6,0	19/14	34/33	6,5/5,0	103/89	10/13	3,8/4,2
ЭПП-6	1,69	-	11,7/5,5	28/25	11,2/5,2	80/75	5,9/10,4	3,7/4,9
РЗАН	1,68	14/9,2	-	42/38	11/7,5	-	-	2,9/3,9
РГА	1,74	10/6	15/11	32/35	12/5,6	140	6	1,3/3,3
ВПГ	1,84	16/8	35/20	60/58	12/9	160/115	8/10	5,0/5,4
АТР-2Е	1,8	12,5	23/9	57/57	9,3/8,4	179/163	-	4,4/4,9
Н-327	1,78	13/8	21/15	32/28	-/4,5	150/140	5,6/11	1,3/3,1
Н-451	1,76	16/14	28/116	56/54	9/8	135/125	-	3,6/4,6
IG-110	1,78	25	3,9	80	9,4/10	124/128	11,5/-	4,2/4,2
МНГ-1	1,73	16	24	55	7,9	120	11	4,8
МНГ-2	1,67	35	70	75	-	90	13	5,1
АРВу	1,69	14,5	26	61	6,8/7,8	51/61	16/16	5,3/4,1
ГР-1	1,73	15/15	30/25	70/84	8/10	86/90	15/14	5,2/5,4
АГ-1500	1,73	-	41	60	8/0	80/90	18/10,5	4,0/4,3
КПГ	1,8	14	30/27	64	9,0/11	140/140	9-12/13	6,8/6,8
МПГ	1,8	32	55	100	11	95/95	11,7/10,7	7,3/6,6
СПШ	1,56	-	17	49	8,3	80	13,5	5,8
ЕР	1,60	-	20/8	28/25	7,5/17,5	50/170	25/55	5,5/1,2
ГСП-50	1,72	33	70	205	17	86	21	5,8

ГСП-90	1,79		95	352	21	90	32	5,5
РРЕА	1,85	22/19	34/28	82/-	12/11	140/130	9/10	5,0/5,3
SZWXX	1,83	90/16	24/21	64	11/10	165/146	7/9	4,6/5,1
DM332PU	1,81	34	43	91	12	117	11	4,6
CSF	1,68	-	17/14	52/46	11/5	255/132	4,5/7,7	1,8/3,8

Примечание. Числитель – показатели для направления вырезки образцов параллельного высоте блока, знаменатель – перпендикулярного. Для изотропных графитов – средние значения. λ – теплопроводность для комнатной температуры, α – для интервала 250 – 500 °С; ρ – плотность; E – модуль упругости; r – удельное электросопротивление; $\sigma_{сжат}$ – предел прочности при сжатии; $\sigma_{в}$ – предел прочности при растяжении; $\sigma_{изг}$ – предел прочности при изгибе.

Производство графитов базируется на применении коксов различной микроструктуры в качестве наполнителей и как связующих веществ – пеков. Наполнителями для графита атомных реакторов могут служить коксы, полученные из нефти или конденсированных продуктов коксования углей.

Технология получения графита состоит в подготовке наполнителя (стадии прокаливания, измельчения и разделения на фракции), смешивания подготовленной шихты с пеком и прессования полученной массы в заготовки. Затем заготовки обжигаются, пропитываются камнеугольным пеком и после обжига графитируются. При этом графит стремятся получить чистым, без примесей различных элементов (особенно бора). В табл. 1.47 приведены свойства графитов разных производителей.

Рассмотренные материалы относятся к классу среднезернистых графитов с плотностью 1,7-1,8 г/см³. Указанная плотность для графитов, полученных экструзионным методом прессования, достигается применением одной или нескольких пропиток обожженных заготовок пеком.

Для колец твердого контакта РБМК, а также для внешнего отражателя и опорных колонн рекомендуется графит ВПГ, близкий по пекапропитками высокоплотным зарубежным свойствам к двукратно уплотненным реакторным графитам немецкому АТЯ-2Е на основе пекового кокса; американскому Н-451 с нефтяным коксом-наполнителем; французскому.

В 80-х годах в промышленных масштабах было реализовано производство мелкозернистых марок графита типа МПГ (*Mill* - 6, 7, 8). Графиты марок МПГ, несмотря на высокую прочность, не могли быть применены в качестве элементов кладки в реакторах из-за недостаточной теплопроводности материала, а также в связи с ограниченными габаритными размерами заготовок.

В настоящий момент разработаны новые технологии получения графитов с широким диапазоном свойств, необходимых для новых конструкций реакторов.

Свойства новых марок графитов, полученные в промышленных условиях, приведены в табл. 1 48

Таблица 1.48 Свойства новых марок графитов на основе композиционных наполнителей

Марки графита на основе композиционного наполнителя	Свойства графита					α , 10^{-6} K^{-1}
	ρ , г/см ³	σ , МПа		E, ГПа	λ , Вт/(м·К)	
		изгиб	сжатие			
ЧКГ-3 (Ø275x260 мм)	1,82	30,2	52,9	10,0	116	4,2
ЧКГ-4 (Ø205x260 мм)	1,83	26,4	58,6	11,3	137	4,1
ГРЧ (Ø125x1200 мм)	1,89	30,5	83,1	12,4	122	5,0
ГРЧ (430x570x1300 мм)	1,79	19,2	47,3	8,6	152	4,4
ГРЧ-Г (Ø260x230 мм)	1,89	23,7	65,1	11,0	164	4,2

1.11. Ресурс металла оборудования и трубопроводов АЭС и методы расчета по прочность

11.11.1 Ресурс металла оборудования и трубопроводов АЭС

Общие сведения о ресурсе. Под ресурсом эксплуатации понимают время наработки технического объекта от начала эксплуатации до наступления предельного состояния. Параметры, определявшие предельное состояние металла оборудования и трубопроводов регламентируются нормативной документацией.

Для оборудования и трубопроводов АЭС предельное состояние наступает тогда, когда их прочность снижается до уровня, при котором коэффициенты запаса прочности становятся ниже нормативных значений. Предельное состояние оценивают по различным параметрам, среди которых наиболее типичными являются:

- утонение стенки корпуса, сосуда или трубопровода под воздействием коррозии, эрозии или другого вида износа до размеров, не предусмотренных технической документацией;
- необратимые изменения форм, вызванные пластическими деформациями, не предусмотренные технической документацией;
- образование дефектов в металле.

Для количественной оценки параметров, характеризующих предельное состояние, используют меру ресурса. Мерой ресурса может быть время эксплуатации, за которое изменение формы и геометрических параметров конструкции достигает недопустимых значений. Кроме того, за меру ресурса принимают предельно допустимое количество циклов термосилового нагружения конструкции, при котором обеспечивается сопротивление усталости с сохранением нормативных коэффициентов запаса прочности.

В тепловой и атомной энергетике используют следующие понятия срока службы и ресурса эксплуатации технического объекта, конструкции или ее элементов.

К ресурсным характеристикам оборудования и трубопроводов АЭС относятся: количественные значения параметров долговечности (по ГОСТ 27.002: средний, гамма-процентный срок службы, средний, гамма-процентный ресурс), параметров старения или показателей по ГОСТ 27.002:

наработка, наработка на отказ, наработка между отказами, время на восстановление, ресурс, срок службы, срок хранения, остаточный ресурс, назначенный ресурс, назначенный срок службы, назначенный срок хранения.

Назначенный срок службы объекта – календарная продолжительность работы объекта до окончания его эксплуатации, измеряемая в часах. Назначенный срок службы связан с темпами научно-технического прогресса и социально-экономическими условиями в данной отрасли.

Наработка – продолжительность или объем работы объекта

Примечание - Нарработка может быть, как непрерывной величиной (продолжительность работы в часах, километраж пробега и т.п.), так и дискретной величиной (число рабочих циклов, запусков и т.п.).

Наработка до отказа – наработка объекта от начала его эксплуатации или от момента его восстановления до отказа.

Назначенный ресурс – эксплуатационная наработка объекта, определяемая с учетом назначенного срока службы. Назначенный ресурс измеряется в единицах наработки (число режимов эксплуатации, предельные величины коррозии, износа и т.п.).

Остаточный ресурс – продолжительность эксплуатации объекта от данного момента времени до наступления предельного состояния.

Индивидуальный остаточный ресурс – остаточный ресурс конкретного элемента конструкции, находящегося в эксплуатации.

Парковый ресурс – продолжительность эксплуатации однотипных по конструкции, маркам стали и условиям эксплуатации объектов, в пределах которой обеспечивается их безаварийная работа при соблюдении требований действующей нормативной документации, определяемая в тыс. часах.

Парковый ресурс паровых турбин зависит от давления свежего пара, электрической мощности и количества пусков и составляет, и определяется ресурсом ротора турбины.

Ресурс оборудования обеспечивается в процессе всего жизненного цикла оборудования от стадии его проектирования до эксплуатации.

Обеспечение ресурса на стадии проектно-конструкторских работ. Работы по обеспечению ресурса на этой стадии состоят из следующих основных этапов.

1. Определение условий эксплуатации проектируемой конструкции на основе расчетов теплогидравлических и физических процессов, результатов стендовых экспериментов и анализа условий эксплуатации прототипов.

2. Определение назначенного срока службы конструкции с учетом темпов технического прогресса, морального старения оборудования, а также социально-экономических и экологических факторов.

3. Определение формы и базовых габаритных размеров конструкции с учетом возможности ее изготовления, транспортирования, обеспечения надежности и ремонта.

4. Выбор материала конструкции и технологии ее изготовления. Основными параметрами при выборе материала являются химический состав, структура технологические и механические свойства. Технологические свой-

ства должны обеспечить возможность изготовления конструкции и применение термической обработки, сварки, обработки давлением, резания. Механические свойства должны обеспечить прочность конструкции в течение всего срока эксплуатации.

5. Определение процессов повреждения и критериев прочности. К процессам, приводящим к образованию повреждений металла относятся пластическая деформация, разрушение, усталость, ползучесть, коррозия, эрозия и износ. В зависимости от процессов повреждения выбирают критерии прочности для обоснования ресурса. Критериями прочности могут быть сопротивление пластическим деформациям и разрушению (по вязкому или хрупкому механизмам), ползучести, усталости, коррозии и эрозии.

6. На основании результатов, полученных на этапе 5, с учетом данных этапа 2 определяют назначенный ресурс конструкции.

7. Основные размеры конструкции определяют с учетом критериев сопротивления пластическим деформациям и разрушению. Кроме того, к рассчитанным размерам стенок деталей и конструкций делают добавки, учитывающие утонение за счет коррозии или износа.

8. Уточнение геометрии конструкции в целях обеспечения ее прочности по критерию сопротивления циклическим нагрузкам. Расчеты дополняют испытаниями моделей или стендов, имитирующих сложные условия эксплуатации конструкции.

9. Обосновывается назначенный ресурс эксплуатации конструкции с учетом результатов, полученных на предыдущих этапах.

Обеспечение ресурса на стадиях изготовления и монтажа оборудования и трубопроводов. Ресурс оборудования и трубопроводов зависит от качества выполнения работ на стадиях изготовления и монтажа, на которых предприятие-изготовитель и монтажная организация осуществляют пооперационный контроль качества. Для полуфабрикатов предусмотрены следующие основные виды контроля:

- химического состава металла;
- состояния поверхности;
- геометрических размеров;
- микроструктуры металла;
- механических и технологических свойств;
- дефектов неразрушающими методами.

Обеспечение ресурса на стадии эксплуатации. Задача обеспечения ресурса на стадии эксплуатации оборудования и трубопроводов АЭС заключается, прежде всего, в оперативной диагностике структурно-механического состояния металла. Оперативная диагностика предусматривает проведение контроля металла непосредственно на объектах контроля с помощью переносных или портативных приборов.

В существующей практике обследования структурно-механического состояния металла, например, трубопроводов, неразрушающему контролю подлежат отдельные точки, расположенные в основном в зонах гибов, тройников и сварных соединений. Однако исходные дефекты металла металлургического или технологического происхождения, не выявленные на стадии изготовления, в объеме трубопровода распределены случайно. Они могут находиться в деталях конструкции и развиваться под воздействием эксплуатационных факторов.

Существующая методика оперативной диагностики структурно-механического состояния металла оборудования и трубопроводов состоит из четырех основных этапов.

1-й этап. Выполняется 100%-ный неразрушающий контроль металла объекта контроля физическими методами, например, методом магнитной коэрциметрии. Кроме того, могут быть использованы методы акустической эмиссии и тепловой. По результатам неразрушающего контроля физическим методом выявляются аномальные зоны или точки, в которых наблюдаются концентраторы напряжений.

2-й этап. В выявленных аномальных зонах или точках производится подготовка поверхности для неразрушающего металлографического контроля и последующего безобразцового контроля механических свойств по характеристикам твердости. При необходимости более детального исследования микроструктуры в лабораторных условиях снимаются реплики с контролируемых точек.

3-й этап. Выполняются обработка и анализ результатов неразрушающего контроля, полученных физическим, металлографическим и безобразцовым методами. Сравниваются значения физического параметра, анализируется микроструктура, рассчитываются значения характеристик твердости, предела текучести, временного сопротивления, отношения предела текучести к временному сопротивлению и другие параметры. Затем выявляются зоны и точки, в которых произошли недопустимые изменения в микроструктуре и механических свойствах металла, появились дефекты в виде массового скопления пор и образовавшихся трещинок. При отрицательных результатах неразрушающего контроля всеми методами рекомендуется произвести контрольную вырезку или взятие пробы для более детального исследования всего комплекса механических свойств и микроструктуры на образцах в лабораторных условиях.

4-й этап. Выдаются рекомендации по технологии восстановления микроструктуры и механических свойств деградировавшего металла, устранению дефектов, замене деталей оборудования или опасных участков трубопроводов. На этом же этапе прогнозируют дальнейшие изменения механических свойств металла путем сопоставления, с результатами ранее проведенных обследований.

Рассматриваемая методика используется при диагностике металла длительно работающих оборудования и трубопроводов.

Оценка и прогнозирование остаточного ресурса. В процессе длительной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных электрических станций возникает необходимость в прогнозировании или уточнении остаточного ресурса оборудования и трубопроводов. Существуют различные подходы и методики оценки и прогнозирования остаточного ресурса, основанные на использовании температурных, геометрических, силовых, деформационных и других параметров, контролируемых в процессе эксплуатации.

К числу методов оценки остаточного ресурса оборудования и трубопроводов АЭС относятся:

- методы оценки остаточного ресурса на основе анализа интенсивности отказов как функции времени;
- метод линейного суммирования повреждений;
- методы параметрического прогнозирования;
- методы анализа соотношений несущей способности и нагрузки;
- методы механики разрушения;
- метод индивидуального прогнозирования остаточного ресурса объектов – автоагрессия с облучением.

Продление ресурса эксплуатации оборудования и трубопроводов.

После исчерпания расчетного срока службы оборудования проводится комплексная диагностика узлов и деталей энергоустановок, которая заключается в следующих мероприятиях:

- анализ технической документации и условий эксплуатации объекта за весь предшествующий срок службы;
- учет ежегодной наработки оборудования, температуры металла и давления пара за котлом, на входе в турбину и в секциях коллектора, изменения давления и числа пусков из различных тепловых состояний;
- установка измерительных приборов для оценки температурных режимов эксплуатации элементов оборудования, работающих в условиях ползучести;
- проведение визуального контроля и дефектоскопии, измерение толщины стенок трубопроводов, определение химического состава, микроструктуры и механических свойств металла;
- выполнение уточненного расчета на прочность по фактическим механическим свойствам, геометрическим параметрам и дефектам элементов оборудования и трубопроводов, и на основании этого рассчитывают их индивидуальный ресурс.

На рис. 1.29 представлена схема мероприятий при продлении ресурса эксплуатации оборудования и трубопроводов.

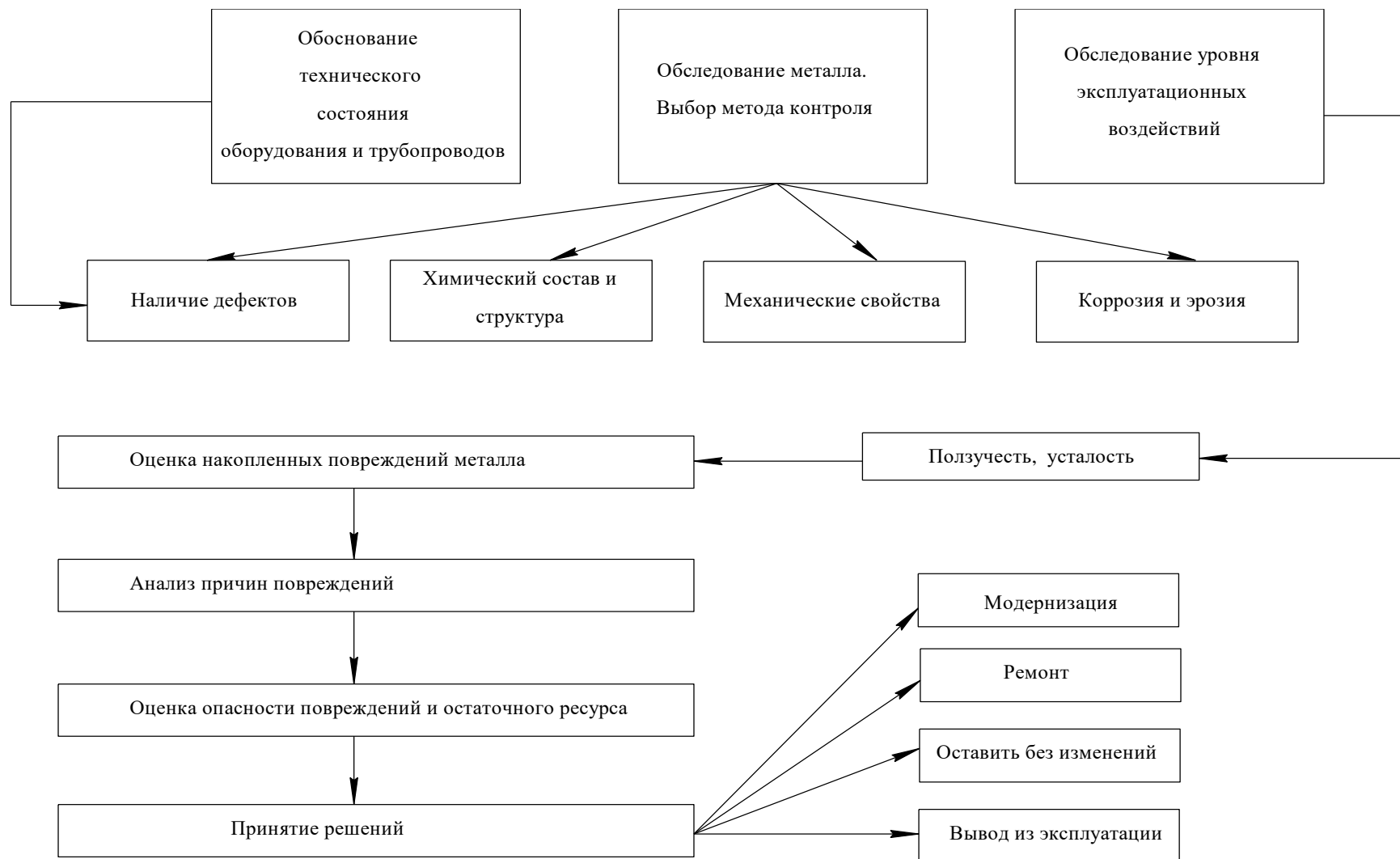


Рисунок 1.29. Схема мероприятий при продлении ресурса эксплуатации теплоэнергетического оборудования и трубопроводов

11.11.2 Нормы и методы расчета на прочность основных элементов оборудования и трубопроводов АЭС

Прочность элементов оборудования и конструкций – важнейшая составляющая безопасности как АЭС, так и других объектов. Разрушение корпуса реактора или главного трубопровода может стать причиной тяжёлой аварии.

Оценка прочности оборудования атомных электростанций проводится в соответствии с «Нормами расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок» (ПНАЭ Г-7-002-86) (далее – Нормы), а также РД ЭО 1.1.2.05.0330-2012 «Руководящий документ эксплуатирующей организации. Руководство по расчету на прочность оборудования и трубопроводов реакторных установок РБМК, ВВЭР и ЭГП на стадии эксплуатации, включая эксплуатацию за пределами проектного срока службы» и НП-031-01 «Нормы проектирования сейсмостойких станций».

В основу принятых в Нормах методов расчета положены принципы оценки по следующим предельным состояниям:

- 1) кратковременное разрушение (вязкое и хрупкое);
- 2) разрушение в условиях ползучести при статическом нагружении;
- 3) пластическая деформация по всему сечению детали;
- 4) накопление предельно допустимой деформации ползучести;
- 5) циклическое накопление пластической деформации, которое приводит к недопустимому изменению размеров или квазистатическому разрушению;
- 6) возникновение макротрещин при циклическом нагружении;
- 7) потеря устойчивости.

При температурах, не вызывающих ползучесть материала конструкции, расчет по указанным предельным состояниям проводят с использованием кратковременных характеристик прочности, пластичности и сопротивления деформированию материала, не зависящих от времени. Исключение составляет учет деформационного старения и облучения при расчете сопротивления хрупкому разрушению и появлению макротрещин при циклическом нагружении. Если эксплуатация оборудования и трубопроводов происходит при температурах, вызывающих ползучесть материала, то расчет проводят по указанным предельным состояниям с использованием характеристик кратковременной и длительной прочности, кратковременной и длительной пластичности и ползучести.

Обоснование прочности на продление срока службы оборудования может быть проведено, базируясь на одном из двух положений:

- на фактических условиях эксплуатации, фактической геометрии элементов и фактических механических свойствах материалов, использованных при изготовлении;
- как расчёт прочности в рамках технического проекта изделия на полный срок эксплуатации с учётом его продления.

Второе положение можно использовать, если в процессе прошедшей эксплуатации не зафиксировано отклонений от условий эксплуатации, де-

фектов или уменьшение размеров сверх предусмотренных проектом. Нормами регламентировано проводить расчет на прочность в два этапа:

первый этап – расчет по выбору основных размеров;

второй этап – поверочный расчет.

В результате выполнения первого этапа расчета определяются основные геометрические размеры элементов оборудования АЭС. Расчет по выбору основных размеров проводится при расчетном давлении и температуре.

В качестве основных характеристик материалов, используемых при определении значений, номинальных допускаемых напряжений, приняты временное сопротивление, предел текучести, предел длительной прочности и предел ползучести (при ограничении деформации).

Номинальные допускаемые напряжения определяют по характеристикам материала при расчетной температуре.

Номинальные допускаемые напряжения $[\sigma]$ для элементов с расчетной температурой, равной T_t или ниже ее, рассчитывают по пределу текучести и временному сопротивлению. Для элементов с расчетной температурой выше температуры T_t номинальные допускаемые напряжения рассчитывают по пределу текучести, временному сопротивлению и пределу длительной прочности.

Температура T_t равна:

для алюминиевых и титановых сплавов 293К (20°C);

для циркониевых сплавов 523К (250°C);

для углеродистых, легированных, кремнемарганцовистых и высокохромистых сталей 623К (350°C);

для коррозионно-стойких сталей аустенитного класса, жаропрочных хромомолибденованадиевых сталей и железоникелевых сплавов 723К (450°C).

При выполнении расчета по выбору основных размеров учитывают действующее на оборудование и трубопроводы давление (внутреннее и наружное), а для болтов и шпилек – усилие затяга. При расчете фланцев, нажимных колец и их крепежных деталей учитывают давление, гидроиспытания.

В основу формул, используемых при расчете по выбору основных размеров, положен метод предельных нагрузок, соответствующих следующим предельным состояниям: вязкое разрушение, охват пластической деформацией всего сечения оборудования или трубопровода, потеря устойчивости и достижение предельной деформации.

При определении расчетной толщины стенки толщину антикоррозионного наплавленного или плакирующего защитного слоя не учитывают.

Расчет толщины стенки прямой трубы, коллектора, штуцера.

Номинальная толщина должна быть не менее определенной по формуле:

$$s = s_R + c, \quad (1.12)$$

где s_R – расчетная толщина стенки прямой трубы, мм;
 c – прибавка к расчетной толщине стенки, мм.

Расчетная толщина стенки прямой трубы, коллектора, штуцера определяется по формуле

$$s_R = \frac{pD_a}{2\varphi_\omega[\sigma] + p}, \quad (1.13)$$

где p – расчетное давление, МПа;

D_a – наружный диаметр прямой трубы, мм;

$[\sigma]$ – номинальное допускаемое напряжение, МПа;

φ_ω – коэффициент прочности продольного или спирального сварных швов, принимаемый в зависимости от типа сварного шва, вида сварки и расчетной температуры. Для бесшовных труб коэффициент прочности $\varphi_\omega=1$; коэффициент прочности поперечных сварных соединений в расчете на внутреннее давление не учитывается.

Данная формула пригодна при соблюдении условия $s - c/D_a \leq 0,25$.

Расчет толщины стенки цилиндрических и конических обечаек и выпуклых днищ сосудов.

Расчетная толщина стенки определяется по формуле

$$s_R = \frac{pDm_3}{m_1\varphi_\omega[\sigma] - p m_2}, \quad (1.14)$$

где D – номинальный внутренний диаметр, мм.

Значения коэффициентов m_1 , m_2 , m_3 и пределы применимость формул указаны в таблице 1.49.

Таблица 1.49. Значения коэффициентов m_1 , m_2 , m_3 и пределы применимость формул

Параметры	Цилиндрическая обечайка (рис.1.30 а)	Коническая обечайка (рис.1.30 б)	Эллиптическое и торосферическое днище (рис.1.30в)	Полусферическое днище (рис.1.30 г)
m_1	2	2	4	4
m_2	1	$\cos\alpha$	1	1
m_3	1	1	$D/2H$	1
Пределы применимости	$\frac{s-c}{D} \leq 0,3$	$0,005 \leq \frac{s-c}{D} \leq 0,1$; $\alpha \leq 45^\circ$; $\frac{D_0}{D} \leq 1 - \sqrt{\left(1 + \frac{s-c}{D}\right) \frac{s-c}{D} \cdot \frac{\sin \alpha}{\sqrt{\cos \alpha}}}$	$0,0025 \leq \frac{s-c}{D} \leq 0,1$; $0,2 \leq \frac{H}{D} \leq 0,5$	$0,0025 \leq \frac{s-c}{D} \leq 0,1$;

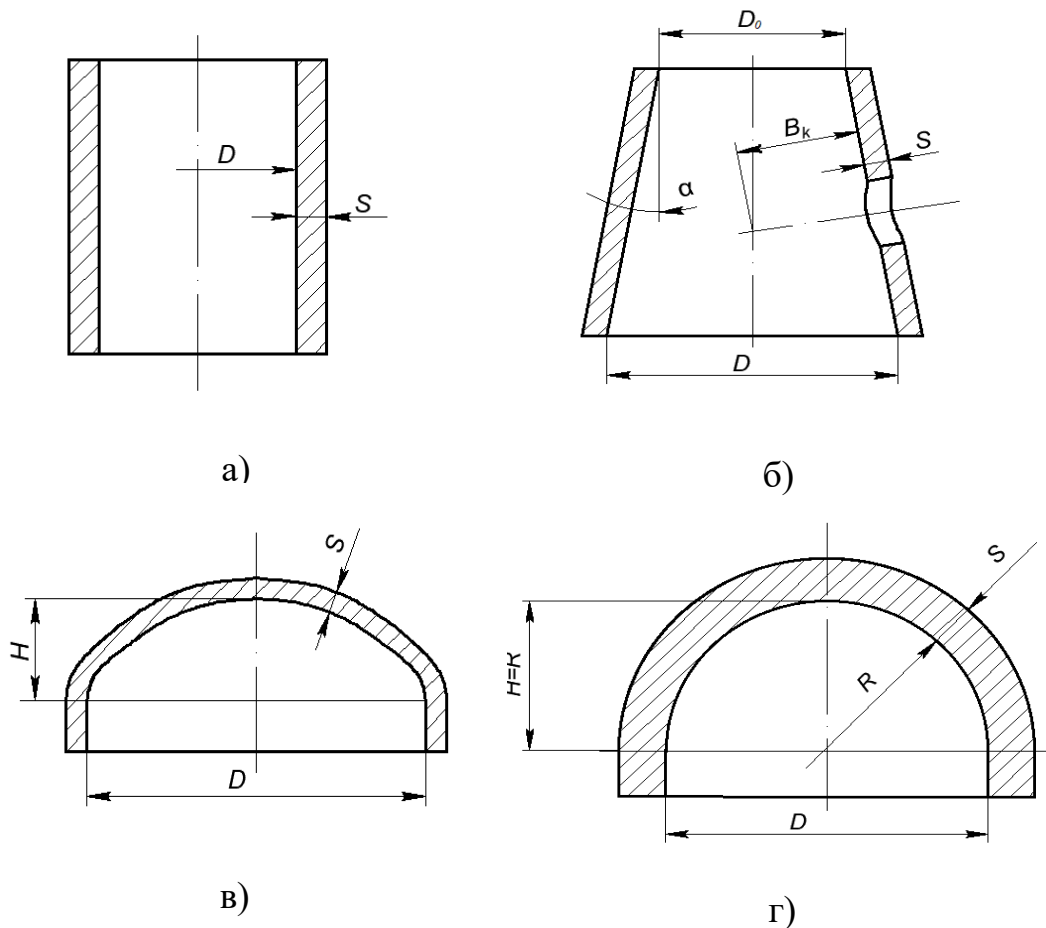


Рисунок 1.30. Основные расчетные размеры обечаек и днищ:
 а) цилиндрическая обечайка; б) коническая обечайка; в) эллиптическое или торосферическое днище; г) полусферическое днище

Расчет толщины стенки колен и змеевиков. Прочность изогнутых участков отличается от прочности прямого участка. Ослабления происходят из-за утонения стенки трубы при гибке по внешней растягиваемой образующей и из-за искажения формы поперечного сечения.

При расчете на прочность согнутых участков труб (рис.1.31) должна проверяться расчетная толщина стенки на внешней, внутренней и нейтральной сторонахгиба.

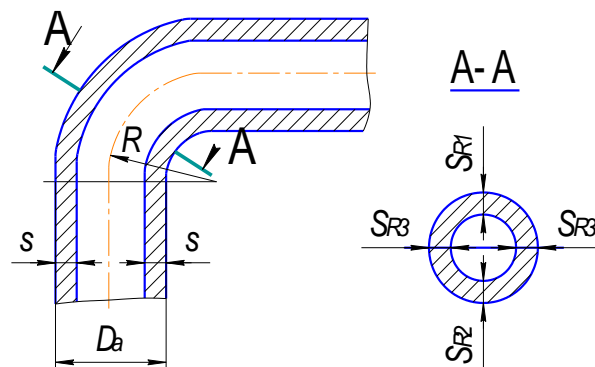


Рисунок 1.31. Гиб

Для колен, работающих под внутренним давлением, с отношением $R/D_a \geq 1$ расчетную толщину стенки определяют по формулам:

$$s_{Ri} = s_R K_i Y_i \quad (1.15)$$

где i – индекс, соответствующий стороне, с которой определяется толщина, $i=1,2,3$: 1 – внешняя, 2 – внутренняя, 3 – нейтральная сторона гiba;

s_R – расчетная толщина стенки прямой трубы, определяемая по формуле (1.13);

K_i – соответствующий торовой коэффициент;

Y_i – коэффициент формы.

Торовые коэффициенты для внешней, внутренней и нейтральной сторон определяются по формулам

$$K_1 = \frac{4 \frac{R}{D_a} + 1}{4 \frac{R}{D_a} + 2}; \quad K_2 = \frac{4 \frac{R}{D_a} - 1}{4 \frac{R}{D_a} - 2}; \quad K_3 = 1. \quad (1.16)$$

Для колен из углеродистой, легированной и аустенитной сталей, температура стенки которых не превышает 350, 400, 450°C соответственно, значения коэффициентов формы следует определять по формулам

$$Y_1 = 0,12 \left(1 + \sqrt{1 + 0,4 \frac{a}{\alpha} q} \right); \quad Y_2 = Y_1; \quad Y_3 = 0,12 \left(1 + \sqrt{1 + 0,4 \frac{a}{\alpha} q} \right). \quad (1.17)$$

где D_{max}, D_{min} – соответственно максимальный и минимальный наружные или внутренние диаметры, измеряемые в одном сечении.

Для колен из углеродистой, легированной и аустенитной сталей, температура стенки которых превышает 400, 450, 525°C соответственно, значения коэффициентов формы следует определять по формулам

$$Y_1 = 0,4 \left(1 + \sqrt{1 + 0,015 \frac{a}{\alpha} q} \right); \quad Y_3 = 0,4 \left(1 + \sqrt{1 + 0,015 \frac{a}{\alpha} q} \right); \quad Y_2 = Y_1 \quad (1.18)$$

Здесь α, q – безразмерные коэффициенты, определяемые как:

$$\alpha = \frac{s_R}{D_a} = \frac{p}{2[\sigma] + p}; \quad q = 2\alpha \frac{R}{D_a} + \frac{1}{2}; \quad (1.19)$$

α – овальность сечения, %, вычисляемая по формуле

$$\alpha = \frac{2(D_{max} - D_{min})}{D_{max} + D_{min}} 100\% \quad (1.20)$$

Для колен, расчетная температура которых находится в промежуточном интервале от указанных значений температур, коэффициенты формы определяются линейным интерполированием в зависимости от значения температуры.

При выполнении расчетов по формулам (1.15-1.20) должны выполняться следующие условия:

если значения коэффициентов Y_i ($i=1,2,3$) по расчету получаются менее единицы, то следует принимать $Y_i = 1$;

если вычисленное значение q превышает единицу, то следует принимать $q = 1$;

при $\alpha < 0,03$ значение коэффициентов формы Y_i следует принимать равным значению, полученному при $\alpha = 0,03$.

Прибавки к расчетной толщине стенки. Суммарную прибавку к расчетной толщине элемента конструкции определяют, как

Прибавка к расчетной толщине стенки складывается из следующих составляющих:

$$c = c_1 + c_2, \quad (1.21)$$

где c_1 – (производственная прибавка) прибавка, компенсирующая возможное понижение прочности в условиях изготовления детали за счет минусового отклонения толщины стенки полуфабриката, технологических утонений и др.;

c_2 – (эксплуатационная прибавка) прибавка, которая учитывает коррозионное влияние рабочей среды на материал элементов конструкции в условиях эксплуатации. Значения этой прибавки определяют по табл.1.50, в случаях, не указанных в табл. 1.50, значение прибавки устанавливается проектной (конструкторской) организацией с учетом скорости коррозии и времени эксплуатации.

Производственная прибавка c_1 состоит из прибавки, компенсирующей минусовое отклонение c_{11} и технологической прибавки c_{12} : $c_1 = c_{11} + c_{12}$.

Прибавку c_{11} определяют по конструкторской документации и принимают равной отрицательному допуску на толщину стенки. Прибавку c_{12} является технологической, предназначенной для возможного утонения полуфабриката при изготовлении. Значение этой прибавки устанавливается проек-

ной (конструкторской) организацией по согласованию с предприятием-изготовителем и должно быть указано в рабочей документации.

Таблица 1.50. Значение прибавки s_2

Материал и его сварные соединения	Условия эксплуатации материала в стационарном режиме	Прибавка s_2 , мм, за время эксплуатации 30 лет
Коррозионно-стойкие стали аустенитного класса	Вода и пароводяная смесь, насыщенный пар до 623К (350°C)	0,1
Стали перлитного класса	Вода, 313 - 433К (40 - 160°C)	0,3
	Вода, 433 - 543К (160 - 270°C)	1,2
	Вода, до 623К (350°C), рН=8 - 10	1,0
	Насыщенный пар до 573К (300°C)	1,0
	Перегретый пар	0,5
Высокохромистые стали	Вода и насыщенный пар до 558К (285°C)	0,1
Циркониевые сплавы	Вода и пароводяная смесь до 558К (285°C), реакторная среда (смесь гелия с азотом, до 1% влаги по массе)	0,1

Если элемент имеет местное утонение, возникающее при изготовлении (штамповка днищ, гибка труб и др.) или вследствие коррозии, то значение фактической толщины стенки устанавливают в зависимости от расположения и размеров утоненного участка.

Поверочный расчет. После расчёта по выбору основных размеров проводят поверочный расчёт, который проводится на номинальные размеры элементов.

Поверочный расчет включает в себя:

- расчет на статическую прочность;
- расчет на устойчивость;
- расчет на циклическую и длительную циклическую прочность;
- расчет на сопротивление хрупкому разрушению;
- расчет на длительную статическую прочность;
- расчет на прогрессирующее формоизменение;
- расчет на сейсмические воздействия;
- расчет на вибропрочность.

В результате расчетов определяются величины действующих в конструкции напряжений и деформаций, которые сравниваются с допускаемыми значениями (расчетные группы категорий напряжений), указанными в Нормах.

При поверочном расчёте учитывают все действующие нагрузки и рассматриваются все режимы эксплуатации (нормальные условия эксплуатации,

гидро- или пневмоиспытания, нарушения нормальных условий эксплуатации, сейсмические воздействия).

В соответствии с рекомендациями МАГАТЭ анализ сейсмостойкости оборудования и трубопроводов АЭС, находящихся в эксплуатации, проводится с использованием, так называемого метода граничной сейсмостойкости (МГС) («*Evaluation of Seismic Safety for Existing Nuclear Installation*» *Safety Standards Series*). Суть метода состоит в определении величины граничной сейсмостойкости (параметра *HCLPF*). Для вычисления величины граничной сейсмостойкости *HCLPF* используется коэффициент сейсмического запаса *FS*.

II – ПРАКТИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Практические занятия, по дисциплине «Конструкционным материалы оборудования АЭС» проводятся в соответствии с учебным планом для студентов специальности 1-43 01 08. Лекционный материал и тематика практических занятий связаны между собой

Перечень тем практических занятий

1. Основные компоненты современного ядерного реактора и конструкции паровых турбин АЭС.
2. Анализ технических нормативно-правовых актов (ГОСТ, ОСТ, ТУ, СТБ и др.) и норм и правил по обеспечению ядерной и радиационной безопасности, регламентирующих требования и выбор конструкционных материалов оборудования АЭС.
3. Анализ сертификатов качества материалов.
4. Принципы выбора конструкционных материалов оборудования и трубопроводов АЭС.
5. Анализ условий эксплуатации элементов оборудования АЭС.
6. Коррозионностойкие стали. Определение структуры коррозионностойких сталей по химическому составу с использованием диаграммы А. Шеффлера.
7. Служебные свойства конструкционных материалов оборудования АЭС.
8. Нормы и методы расчетов на прочность элементов оборудования и трубопроводов АЭС (ПНАЭ Г 7-002-86, РД ЭО 1.1.2.05.0330-2012, НП-031-01).

Примеры выполнения практических занятий

Тема: Коррозионностойкие стали. Определение структуры коррозионностойких сталей по химическому составу с использованием диаграммы А. Шеффлера.

Задание: Определить структуру коррозионностойкой стали 12Х18Н12Т (ГОСТ 5632-2014) с использованием диаграммы А.Шеффлера.

Решение:

Химический состав стали 12Х18Н12Т принимаем по табл. 1.16:

Химический состав 12Х18Н12Т,%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
≤0,12	≤0,8	≤2,0	17-19	11-13	≤0,7	≤0,02	≤0,35

Для определения структуры стали необходимо рассчитать эквивалентные значения хрома и никеля.

Эквивалент хрома рассчитывается по формуле:

$$\begin{aligned} \text{ЭквCr} &= \%Cr + \%Mo + 2 \cdot \%Ti + 2 \cdot \%Al + \%Nb + 1,5 \cdot \%Si + \%V = \\ &= 18 + 2 \cdot 0,7 + 1,5 \cdot 0,8 = 20,6 . \end{aligned}$$

Эквивалент никеля рассчитывается по формуле:

$$\begin{aligned} \text{ЭквNi} &= \%Ni + 30\%C + 30\%N + 0,5\%Mn = \\ &= 12 + 30 \cdot 0,12 + 0,5 \cdot 2,0 = 16,6 . \end{aligned}$$

По значениям ЭквCr и ЭквNi на диаграмме А. Шеффлера (рис.1.32)

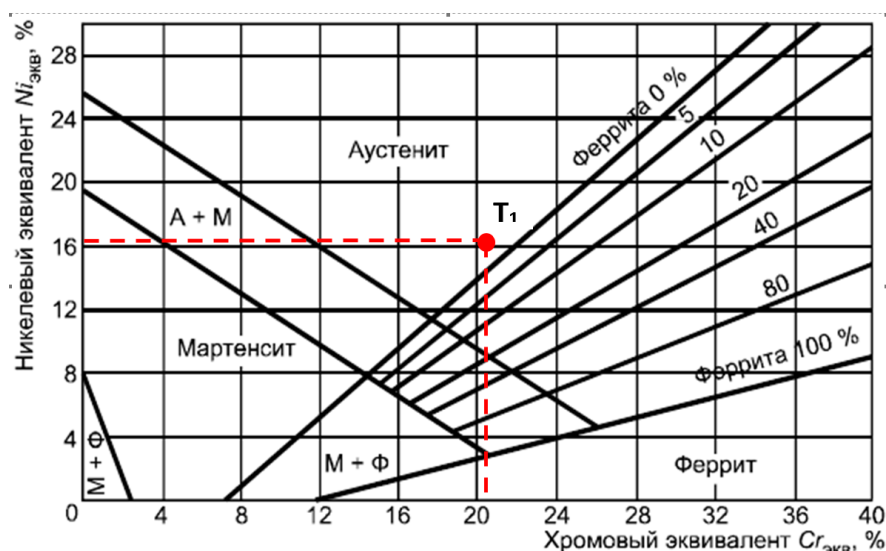


Рисунок 1.32. Структурная диаграмма для коррозионностойких сталей (А. Шеффлера)

определяется точка пересечения значений эквивалентов хрома и никеля, соответствующая структуре аустенитной стали – T_1 .

Тема: Нормы и методы расчетов на прочность элементов оборудования и трубопроводов АЭС (ИНАЭ Г 7-002-86, РД ЭО 1.1.2.05.0330-2012, НП-031-01)

Задание:

Проверить толщину стенки прямой трубы трубопровода питательной воды высокого давления $D_a \times s = 426 \times 16$ мм и из стали 20К ГОСТ 5520-2017. Труба бесшовная. Расчетное давление $p = 8,1$ МПа. Расчетная температура стенки трубы $t = 226^\circ\text{C}$, температура наружной поверхности металла $t_a = 300^\circ\text{C}$, наименьшее минусовое отклонение $\Delta = 10\%$, номинальное допускаемое напряжение для стали 20К при температуре 226°C $[\sigma] = 136$ МПа

Решение

Расчетная толщина стенки прямой трубы определяется по формуле 1.13

$$s_R = \frac{pD_a}{2\varphi_w[\sigma] + p} = \frac{8,1 \cdot 426}{2 \cdot 1 \cdot 136 + 8,1} = 12,32 \text{ мм.}$$

Коэффициент прочности сварного шва для $\varphi_w=1$, т.к. труба бесшовная.

Производственная прибавка равна $c_{11} = \frac{\Delta}{100} s = \frac{10}{100} \cdot 12,32 = 1,23 \text{ мм.}$, для

прямых труб $c_{12} = 0$

Эксплуатационная прибавка c_2 , определяется по таблице 1.50. Для стали 20К, относящейся к перлитному классу и расчетная температуры стенки трубы $t = 226^\circ\text{C}$ составляет $c_2 = 1,2 \text{ мм.}$

Суммарная прибавка к расчетной толщине стенки равна

$$c = c_1 + c_2 = 1,23 + 1,2 = 2,43 \text{ мм}$$

Номинальная толщина стенки прямой трубы определяется по формуле 1.12

$$s = s_R + c = 12,32 + 2,43 = 14,75 \text{ мм.}$$

Ответ: принятая толщина стенки $s = 16 \text{ мм}$ удовлетворяет расчету.

III – РАЗДЕЛ КОНТРОЛЯ ЗНАНИЙ

Вопросы на зачет

1. Особенности конструкции водо-водяных энергетических реакторов.
2. Особенности конструкции паровых турбин АЭС.
3. Условия работы конструкционных материалов оборудования АЭС.
4. Основные типы эксплуатационных повреждений металла оборудования АЭС и причины их возникновения.
5. Классификация дефектов металла оборудования АЭС.
6. Требования, предъявляемые к материалам активной зоны реактора.
7. Требования, предъявляемые к материалам оборудования, находящегося вне активной зоны.
8. Основные служебные свойства конструкционных материалов оборудования АЭС.
9. Виды дефектов кристаллической решетки.
10. Модель радиационных повреждений, возникающих при соударении нейтронов с атомами кристаллической решетки (модель Зеегера).
11. Совместимость реакторных материалов.
12. Радиационная стойкость конструкционных материалов.
13. Изменение механических свойств конструкционных материалов под действием облучения.
14. Радиационное охрупчивание и распухание.
15. Влияние нейтронного облучения на различные материалы.
16. Жаропрочность и жаростойкость сталей.
17. Основные факторы, влияющие на жаропрочность и жаростойкость металлов.
18. Коррозионная стойкость и виды коррозии оборудования АЭС.
19. Мероприятия по снижению коррозионного износа оборудования и трубопроводов АЭС.
20. Эрозионная стойкость. Виды эрозионного износа оборудования АЭС.
21. Конструкционная прочность материалов и ее критерии.
22. Углеродистые стали. Классификация, маркировка и область применения.
23. Влияние вредных примесей на свойства и качество сталей.
24. Влияние легирующих элементов на свойства сталей.
25. Классификация и маркировка легированных сталей.
26. Перлитные стали для корпусов водо-водяных энергетических реакторов и других сосудов давления.
27. Коррозионностойкие стали для элементов оборудования водо-водяных энергетических установок.
28. Принципы выбора коррозионностойких сталей.
29. Коррозионные и коррозионно-механические повреждения коррозионностойких сталей (коррозионное растрескивание и межкристаллитная коррозия).
30. Применения коррозионностойких сталей на АЭС.

31. Конструкционные материалы турбин АЭС.
32. Конструкционные материалы трубопроводов АЭС.
33. Конструкционные материалы трубопроводной арматуры АЭС и требования к ней.
34. Алюминий и его сплавы в атомной энергетике: основные свойства и область применения.
35. Цирконий и его сплавы в атомной энергетике: основные свойства и область применения.
36. Бериллий и его сплавы в атомной энергетике: основные свойства и область применения.
37. Магний и его сплавы в атомной энергетике: основные свойства и область применения.
38. Титан и его сплавы в атомной энергетике: основные свойства и область применения.
39. . Физико-механические свойства реакторного графита.
40. Коррозионная и радиационная стойкость реакторного графита.
41. Применение графита в конструкциях активной зоны реактора.
42. Ресурс металла оборудования и трубопроводов АЭС: определение и факторы, влияющие на ресурс.
43. Основные ресурсные характеристики оборудования и трубопроводов АЭС.
44. Обеспечение ресурса на стадиях проектно-конструкторских работ.
45. Обеспечение ресурса на стадии эксплуатации оборудования.
46. Оценка и прогнозирование остаточного ресурса.
47. Продление ресурса эксплуатации тепломеханического оборудования и трубопроводов АЭС.
48. Схема мероприятий при продлении ресурса эксплуатации оборудования и трубопроводов.
49. Принципы, положенные в основу норм и методов расчета на прочность основных элементов оборудования и трубопроводов АЭС.
50. Определение номинальных допускаемых напряжений.
51. Определение толщины стенки прямой трубы, коллектора, штуцера.
52. Расчет толщины стенки цилиндрических и конических обечаек и выпуклых днищ.
53. Расчет толщины стенки колен и змеевиков: определение торовых коэффициентов и коэффициентов формы.
54. Определение прибавки к расчетной толщине стенки.

IV – ВСПОМОГАТЕЛЬНЫЙ РАЗДЕЛ

Учебная программа

лист 2

Белорусский национальный технический университет

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе
Белорусского национального
технического университета

 А.Г. Баханович

04.06.2019
Регистрационный № УД-ЗФ42-162 /уч.

КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ АЭС

Учебная программа учреждения высшего образования
по учебной дисциплине для специальности
1-43 01 08 «Паротурбинные установки атомных электрических станций»

2019г.

Учебная программа составлена на основе образовательного стандарта ОСВО 1-43 01 08-2013.

СОСТАВИТЕЛЬ:


А.Г. Герасимова, доцент кафедры «Тепловые электрические станции» Белорусского национального технического университета, кандидат технических наук, доцент.


РЕЦЕНЗЕНТЫ:

И.Е. Мигуцкий, доцент кафедры «Промышленная теплоэнергетика и тепло-техника» Белорусского национального технического университета, кандидат технических наук, доцент.

В.Г. Веретенников, доцент кафедры «Теплоэнергетика и эффективное использование топливно-энергетических ресурсов» УО «Газ-институт», кандидат технических наук, доцент.

РЕКОМЕНДОВАНА К УТВЕРЖДЕНИЮ:

Кафедрой «Тепловые электрические станции»
(протокол № 8 от 11 04 2019)
Заведующий кафедрой, д.т.н., профессор  Н.Б. Карницкий

Методической комиссией энергетического факультета Белорусского национального технического университета
(протокол № 10 от 30 05 2019)
Председатель методической комиссии  И.Е. Мигуцкий

Научно-методическим советом
Белорусского национального технического университета
(протокол № 5 секции № 1 от 30 05 2019)

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА

Учебная программа по учебной дисциплине «Конструкционные материалы АЭС» разработана для специальности 1-43 01 08 «Паротурбинные установки атомных электрических станций».

Целью преподавания дисциплины «Конструкционные материалы АЭС» является приобретение студентами знаний о составе, структуре и свойствах конструкционных материалов, применяемых в различных узлах ядерных реакторов, паротурбинных установок и другого оборудования АЭС.

Основной задачей дисциплины является изложение принципов разработки конструкционных материалов с заранее заданными свойствами и их демонстрация на примерах конкретных сплавов. Важными особенностями эксплуатации конструкционных материалов оборудования АЭС являются высокие рабочие температуры, циклические механические и тепловые нагрузки, интенсивные потоки радиационного излучения, наличие агрессивной среды теплоносителя и контактов с другими материалами. Поэтому процесс создания и эксплуатации материалов предполагает тщательный анализ условий их работы, формулирование требований к свойствам, собственно выбора основы и легирующего комплекса, термической и термомеханической обработки сплавов, обеспечение стабильности структуры и фазового состава в рабочих условиях.

Учебная дисциплина «Конструкционные материалы АЭС» базируется на знании студентов ряда дисциплин, включая «Материаловедение», «Физика», «Химия».

В результате освоения дисциплины «Конструкционные материалы АЭС» студент должен:

знать:

- классификацию сталей и сплавов и принципы маркировки сталей в РБ и по международным стандартам;
- конструкционные материалы, применяемых в различных узлах ядерных реакторов, элементах паротурбинных установок и другого оборудования АЭС;
- особенности эксплуатации конструкционных материалов оборудования АЭС;
- состав, структуру и свойства наиболее распространенных конструкционных материалов, применяемых в различных узлах ядерных реакторов;
- требования, предъявляемые к конструкционным материалам оборудования АЭС;

уметь:

- выполнять комплекс нормативно-технических требований, охватывающих материалы оборудования ТЭС;
- выбрать материал элемента оборудования для данных конкретных условий работы оборудования;
- определить комплекс необходимых свойств материала, обеспечивающих надежную работу оборудования в заданных условиях;

– оценить конструкционную прочность методами механики разрушения.

владеть:

– навыками выполнения комплекса нормативно-технических требований, охватывающих материалы оборудования АЭС.

Освоение данной учебной дисциплины должно обеспечить формирование следующих компетенций:

АК-6. Владеть междисциплинарным подходом при решении проблем.

ПК-8. Выполнять теплогидравлические, нейтронно-физические и прочностные расчеты узлов и элементов проектируемого оборудования с использованием современных средств.

ПК-15. Осуществлять диагностику и мониторинг состояния энергооборудования при помощи современных методов и устройств.

Согласно учебным планам на изучение учебной дисциплины отведено:

- для очной формы получения высшего образования всего 78 ч., из них аудиторных - 42 часа;

Распределение аудиторных часов по курсам, семестрам и видам занятий приведено ниже.

Таблица 1.

Очная форма получения высшего образования					
Курс	Семестр	Лекции, ч.	Лабораторные занятия, ч.	Практические занятия, ч.	Форма текущей аттестации
4	8	28	-	14	зачет

СОДЕРЖАНИЕ УЧЕБНОГО МАТЕРИАЛА

ВВЕДЕНИЕ

Металловедение и его особенности в атомной энергетике. Проблемы разработки и использования конструкционных материалов в атомной энергетике.

Ядерные энергетические установки (ЯЭУ). Ядерные энергетические реакторы. Основные компоненты современного ядерного реактора. Термоядерные реакторы. Паротурбинные установки АЭС. Основные конструктивные элементы паротурбинной установки. Требования правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок к конструкционным материалам.

Раздел I. УСЛОВИЯ РАБОТЫ И ОСНОВНЫЕ СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ОБОРУДОВАНИЯ АЭС

Тема 1.1. Условия работы, повреждения и требования, предъявляемые к конструкционным материалам в атомной энергетике

Условия работы металла оборудования АЭС под воздействием конструктивно-технологических и эксплуатационных факторов. Основные типы эксплуатационных повреждений металла и причины их возникновения. Изменения, происходящие в структуре и механических свойствах металла в процессе эксплуатации. Требования, предъявляемые к конструкционным материалам в атомной энергетике.

Тема 1.2. Основные служебные свойства конструкционных материалов оборудования АЭС

Радиационная стойкость конструкционных материалов. Воздействие нейтронного облучения на различные материалы. Радиационные дефекты и повреждения. Радиационное распухание, охрупчивание и ползучесть. Модель радиационных повреждений, возникающих при соударении нейтронов с атомами кристаллической решетки (модель Зеегера).

Жаропрочность и жаростойкость. Критерии жаропрочности: ползучесть, длительная прочность и релаксация напряжений. Влияние структуры на жаропрочность сталей и сплавов. Металловедческие факторы, влияющие на жаропрочность.

Коррозионно-эрозионная стойкость. Общие сведения о коррозии и эрозии металлов. Основные типы коррозии металла: стояночная, язвенная, подшламовая, газовая высокотемпературная, водородная, термоусталостная и коррозия под напряжением. Эрозионный и абразивный износ.

Конструкционная прочность материалов и ее критерии.

Раздел II. КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ АЭС

Тема 2.1. Стали для корпусов водо-водяных реакторов и сосудов давления

Стали, применяемые для корпусов ВВЭР, и перспектива их совершенствования. Принципы создания сталей на Cr–Ni–Mo основе для корпусов ВВЭР и других сосудов давления. Теплоустойчивые Cr–Ni–Mo стали. Ферритно-перлитные стали на основе систем C–Mn, Ni–Mo–V, Mn–Ni–Mo–V.

Стали перлитного класса, применяемые в зарубежном реакторостроении. Тепловая хрупкость реакторных материалов. Радиационное охрупчивание сталей для корпусов реакторов. Циклическая прочность реакторных материалов. Сопротивление хрупкому разрушению реакторных материалов.

Тема 2.2. Коррозионно-стойкие стали для элементов оборудования водоохлаждаемых энергетических установок

Принципы выбора коррозионно-стойких сталей. Коррозионное и коррозионно-механические повреждения оборудования АЭС. Коррозионное растрескивание и межкристаллитная коррозия нержавеющей сталей. Области применения коррозионно-стойких сталей.

Тема 2.3. Стали и сплавы для установок с натриевым теплоносителем

Коррозионная стойкость сталей в жидком натрии. Коррозионная стойкость материалов в пароводяной среде и в натрии в условиях малых протечек воды. Механические эффекты в системах с жидким натрием. Термоциклическая прочность. Локальные разрушения сварных соединений. Влияние нейтронного облучения на свойства реакторных материалов при повышенной температуре. Материалы для реактора, теплообменников и другого оборудования для первого и второго контуров. Материалы для парогенераторов.

Тема 2.4. Конструкционные материалы для энергетических установок с газовыми теплоносителями

Коррозия сталей и сплавов в гелии при повышенной температуре. Коррозия материалов в четырехокиси азота. Опыт применения материалов для основного оборудования энергоустановок с гелием в качестве теплоносителя. Материалы, перспективные для энергетических установок с диссоциирующим газом.

Тема 2.5. Цветные металлы и сплавы оборудования АЭС

Алюминий и его сплавы. Влияние легирования на структуру и механические свойства алюминия. Металлокерамические алюминиевые материалы. Влияние легирования на коррозионную стойкость алюминия. Алюминиевые сплавы, применяемые в ядерно-энергетических установках.

Магний и его сплавы. Основные свойства магния. Влияние легирования на структуру и механические свойства магния. Влияние легирования на коррозионную стойкость магния.

Бериллий и сплавы бериллия. Свойства бериллия. Влияние легирования на структуру и механические свойства бериллия. Технологические методы повышения пластичности бериллия. Сплавы бериллия и их применение.

Цирконий и его сплавы. Физико-химические и механические свойства циркония. Влияние легирования на структуру, механические свойства и жаропрочность циркония. Коррозионная стойкость циркония и его сплавов. Радиационная стойкость циркония. Циркониевые сплавы, применяемые в ЯЭУ.

Титан и его сплавы. Свойства титана. Взаимодействие титана с легирующими элементами. Классификация и структура сплавов титана. Термическая обработка и фазовый состав титановых сплавов. Коррозионная и радиационная стойкость титана. Промышленные сплавы титана и их применение.

Тема 2.6. Реакторный графит

Реакторный графит. Конструкционный графит и его свойства. Коррозионная стойкость графита. Влияние облучения на свойства конструкционного графита. Механизм деградации и критерии работоспособности графита. Применение графита в ЯЭУ.

ИНФОРМАЦИОННАЯ ЧАСТЬ

Список литературы

Основная литература

1. Конструкционные материалы АЭС / Ю.Ф. Баландин, И.В. Горынин, Ю.И. Звездин, В.Г.Марков. – М.: Энергоатомиздат, 1984. –280с.
2. Бескоровайный, Н.М. Конструкционные материалы ядерных реакторов: Учебник для вузов / Н.М. Бескоровайный, Б.А.Калин, П.А. Платонов, И.И.Чернов. – М.: Энергоатомиздат, 1995. – 704 с.
3. Солнцев, Ю.П. Материаловедение: Учебник для вузов / Ю.П.Солнцев, Е.И.Пряхин, Ф. Войкут. – М.: МИСИС, 1999. – 600с.
4. Стерман Л.С. Тепловые и атомные электрические станции: Учебник для вузов/ Л.С. Стерман, В.М. Лавыгин, С.Г. Тишков. – Москва: Издательство МЭИ, 2004. – 424с.
5. Конструкционные и функциональные материалы ядерных энергетических установок : учебное пособие / И.И. Чернов [и др.]. – Минск: Вышэйшая школа, 2021. – 239 с. : ил.

Дополнительная литература

5. Масленков, С.Б. Стали и сплавы для высоких температур: Справочное изд. в 2-х кн./ С.Б. Масленков, Е.А. Масленкова. – М.: Металлургия, 1991. – 832с.
6. Теплоэнергетика и теплотехника: Общие вопросы: Справочная серия: В 4 кн. / под общ. ред. чл.-корр. РАН А.В. Клименко и проф. В.М. Зорина. – 4-е изд., стереот. – М.: Издательский дом МЭИ, 2007 – 528 с.: ил. –

Кн.1.

7. Тепловые и атомные электрические станции: Справочное пособие / под общ. ред. чл.-корр. РАН А.В. Клименко и проф. В.М. Зорина – 4-е изд., стереот. – Москва: Издательский дом МЭИ, 2007. – 648с.

Средства диагностики результатов учебной деятельности

Оценка уровня знаний студента производится по десятибалльной шкале в соответствии с критериями, утвержденными Министерством образования Республики Беларусь.

Для оценки достижений студента используется следующий диагностический инструментарий:

- проведение текущих контрольных опросов по отдельным темам;
- выступление студента на конференции по подготовленному реферату;
- сдача зачета по дисциплине.

Перечень тем практических занятий

1. Проблемы разработки и использования конструкционных материалов в атомной энергетике.
2. Основные компоненты современного ядерного реактора и паротурбинной установки АЭС.
3. Требования правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок к конструкционным материалам.
4. Условия работы, повреждения и требования, предъявляемые к конструкционным материалам в атомной энергетике.
5. Конструкционная прочность материалов и ее критерии.
6. Служебные свойства конструкционных материалов оборудования АЭС.
7. Стали, применяемые для корпусов ВВЭР, и перспектива их совершенствования.
8. Принципы выбора коррозионностойких сталей.
9. Цветные металлы оборудования АЭС.

Методические рекомендации по организации и выполнению самостоятельной работы студентов

При изучении дисциплины используются следующие формы самостоятельной работы:

- самостоятельная работа в виде решения индивидуальных задач.

Дополнения и изменения к учебной программе

ДОПОЛНЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИЯ К УЧЕБНОЙ ПРОГРАММЕ
«Конструкционные материалы АЭС» специальности 1-43 01 08
«Паротурбинные установки атомных электрических станций»
на 2022/2023 учебный год

№ пп	Дополнения и изменения	Основание
1.	Изменить рассматриваемы вопросы раздела «Введение» на следующий перечень: Ядерные энергетические установки (ЯЭУ). Ядерные энергетические реакторы. Основные компоненты современного ядерного реактора. Паротурбинные установки АЭС. Особенности конструкции паровых турбин АЭС.	
2.	Заменить тему 2.2 «Коррозионно-стойкие стали для элементов оборудования водоохлаждаемых энергетических установок» на тему «Стали для корпусов водо-водяных реакторов и сосудов давления»	
3.	Заменить тему 2.3 «Стали и сплавы для установок с натриевым теплоносителем» на тему «Коррозионно-стойкие стали для элементов оборудования водоохлаждаемых энергетических установок»	
4.	Заменить тему 2.4 «Конструкционные материалы для энергетических установок с газовыми теплоносителями» на тему «Конструкционные материалы турбин АЭС»	
5.	Дополнить содержание учебного материала темами «Конструкционные материалы трубопроводов и трубопроводной арматуры АЭС» и «Ресурс металла и методы расчета на прочность оборудования и трубопроводов АЭС»	
6.	Заменить перечень тем практических занятий на следующий: 1. Основные компоненты современного ядерного реактора и конструкции паровых турбин АЭС. 2. Анализ технических нормативно-правовых актов (ГОСТ, ОСТ, ТУ, СТБ и др.) и норм и правил по обеспечению ядерной и радиационной безопасности, регламентирующих требования и выбор конструкционных материалов оборудования АЭС. 3. Анализ сертификатов качества материалов.	

7.	<p>4. Принципы выбора конструкционных материалов оборудования и трубопроводов АЭС.</p> <p>5. Анализ условий эксплуатации элементов оборудования АЭС.</p> <p>6. Коррозионно-стойкие стали. Определение микроструктуры коррозионно-стойких сталей по марочному составу и с использованием диаграммы Шеффлера.</p> <p>7. Служебные свойства конструкционных материалов оборудования АЭС.</p> <p>8. Нормы и методы расчетов на прочность элементов оборудования и трубопроводов АЭС (ПНАЭ Г 7-002-86, РД ЭО 1.1.2.05.0330-2012, НП-031-01).</p> <p>Изменить учебно-методическую карту учебной дисциплины согласно внесенным изменениям</p>	
----	--	--

Учебная программа пересмотрена и одобрена на заседании кафедры
«Тепловые электрические станции» (протокол №15 от 31 мая 2022 г.)

(название кафедры)

Заведующий кафедрой

д.т.н., профессор

(ученая степень, ученое звание)


(подпись)

Н.Б. Карницкий

(И.О.Фамилия)

УТВЕРЖДАЮ

Декан факультета

к.т.н., доцент

(ученая степень, ученое звание)


(подпись)

Е.Г. Пономаренко

(И.О.Фамилия)

УЧЕБНО-МЕТОДИЧЕСКАЯ КАРТА УЧЕБНОЙ ДИСЦИПЛИНЫ
очная форма получения высшего образования

Номер раздела, темы	Название раздела, темы	Количество аудиторных часов					Количество часов УСП	Форма контроля знаний
		Лекции	Практические занятия	Семинарские занятия	Лабораторные занятия	Иное		
1	2	3	4	5	6	7	8	9
	9 семестр							
	Введение	2	2					
I	Условия работы и основные служебные свойства конструкционных материалов оборудования АЭС	6	4					
1.1	Условия работы, повреждения и требования, предъявляемые к конструкционным материалам в атомной энергетике	2	2					Контрольный опрос
1.2	Основные служебные свойства конструкционных материалов оборудования АЭС	4	2					
II	Конструкционные материалы АЭС	20	8					
2.1	Классификация и маркировка сталей	2	2					Контрольный опрос
2.2	Стали для корпусов водо-водяных реакторов и сосудов давления	2						
2.3	Коррозионно-стойкие стали для элементов оборудования водоохлаждаемых энергетических установок	2	2					
2.4	Конструкционные материалы турбин АЭС	2						
2.5	Конструкционные материалы трубопроводов и трубопроводной арматуры АЭС	2						
2.6	Цветные металлы и сплавы оборудования АЭС	6						
2.7	Реакторный графит	2						
2.8	Ресурс металла оборудования и трубопроводов АЭС и методы расчета на прочность теплоэнергетического оборудования	2	4					
	Итого за семестр	28	14					зачет
	Всего аудиторных часов			42				