

Лекция 5

3. Материалы, используемые в нетрадиционной и возобновляемой энергетике

Материалы ядерной энергетики

Дефектообразование при облучении реакторных материалов

Одним из распространенных видов современной энергетики является ядерная энергетика, которая требует набора специальных материалов с самыми разными (и часто, взаимоисключающими друг друга свойствами). Поскольку важнейшую часть ядерных станций представляет реактор, то используемые материалы должны быть радиационно-стойкими, хорошо поглощать нейтроны (алюминий, бериллий), а также быть жаростойкими и жаропрочными (в тепловом контуре станций). Именно поэтому использование ядерной энергии сдерживается не столько по соображениям надёжности ядерных реакторов, сколько из-за проблемы создания материалов, подходящих для использования в реакторах. Эти материалы должны удовлетворять следующим требованиям:

1. Стойкость к высоким температурам.
2. Стойкость к разрушающему воздействию ионизирующего излучения.

Различные виды излучения, воздействуя на твердые тела, вызывают специфические радиационные дефекты. В настоящее время имеются многочисленные доказательства не только образования дефектов, но и изменения их вида, формы, скорости движения в процессе облучения. Многие обычные конструкционные материалы под действием облучения испытывают структурные превращения, которые приводят к нежелательным изменениям свойств в эксплуатации. В связи с этим материалы, эксплуатирующиеся в условиях облучения, должны быть радиационно стойкими.

Наиболее сильное влияние оказывает нейтронное облучение. Влияние облучения α -частицами, протонами, тем более легкими β -частицами и γ -излучения менее сильно.

Радиационной стойкостью называется свойство стабильности структуры и эксплуатационных параметров материалов в условиях жестких облучений. Наибольшее влияние структурные изменения от облучения оказывают на механические свойства и коррозионную стойкость.

На рис. 5.1 представлена модель радиационных повреждений, возникающих при соударении высокоэнергетических нейтронов с атомами кристаллической решетки.

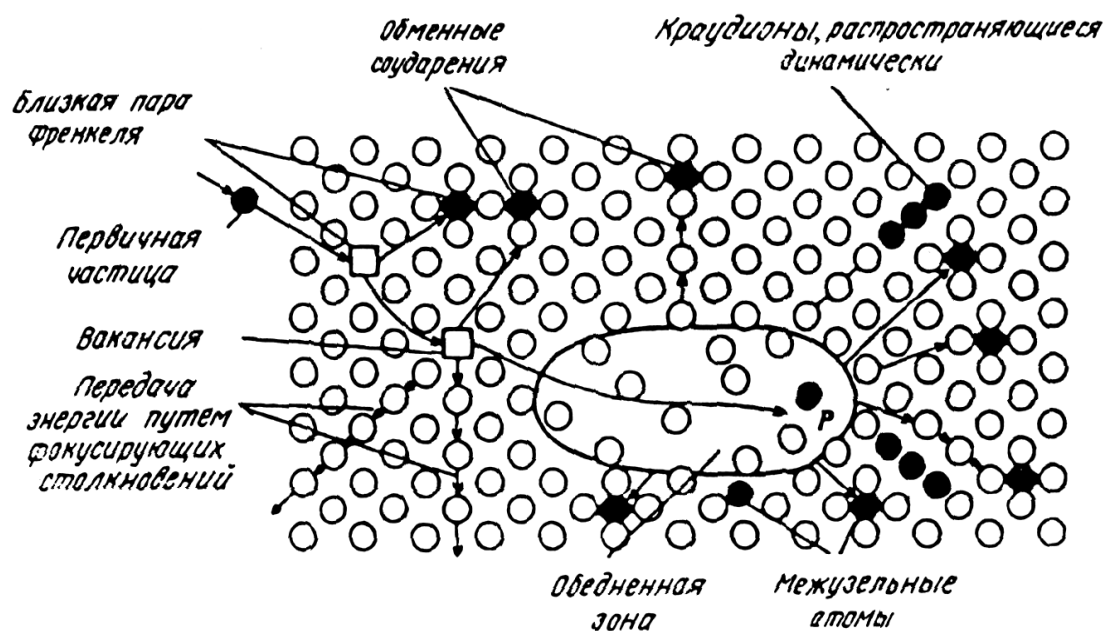


Рис. 5.1. Модель Зеегра для радиационных повреждений, возникающих при соударении нейтронов с атомами кристаллической решетки

Соударения вызывают смещения атомов или каскад смещений в решетке в зависимости от количества энергии, передаваемой нейтроном атому металла. Подвергшийся удару нейтроном первый атом, подобно бильiardному 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.

Рассмотрим теперь некоторые вопросы теории смещения атомов в результате воздействия радиации на кристаллическую решётку твёрдых тел.

При упругом столкновении бомбардирующей частицы с атомом, последний в некоторых случаях приобретает энергию E_p , превышающую некоторую энергию, которая называется **пороговой энергией смещения** E_d . В таком случае возбуждённый атом покидает своё место в решётке. При этом он может пройти одно или несколько межатомных расстояний, пока не остановится в междоузлии. В момент перемещения такой атом теряет связь с решёткой, но оказывает возбуждающее влияние на

электронные связи атомов окружения. Образуется пара типа Френкеля: вакансия – междоузельный атом. E_d для обычных металлов находится в пределах 20 – 40 эВ. Если $E_p \sim E_d$, то образуется одна пара Френкеля; при $E_p \gg E_d$ создаётся два, три или целый каскад дефектов такого же типа.

Если кристаллическая решётка облучается потоком тяжёлых частиц, то энергия, получаемая атомом вещества, достигает больших значений, и вблизи конца пути первично выбитого атома среднее расстояние между соударениями в плотноупакованных кристаллических решётках должно быть приблизительно равно среднему межатомному расстоянию. В этом случае атом на пути первично выбитого атома смещается со своего места и образуется область сильного искажения, интерпретируемая как пик смещения.

При облучении материалов нейтронами спектра реактора либо тяжёлыми частицами с большой энергией кристаллическая решётка испытывает огромное число элементарных повреждений.

Несмотря на отсутствие корректной теории, учитывающей коллективные процессы и совокупность взаимодействий в решётке, усреднённое число смещённых атомов можно оценить довольно точно с помощью очень простой модели, основанной на представлении о парных столкновениях.

Одной из характеристик столкновения является энергия, передаваемая бомбардируемому атому. В зависимости от геометрических параметров столкновения (взаимного направления движения частицы и колебания атома) она может меняться от нуля, при столкновениях под очень малым углом, до максимальной величины E_{\max} , при лобовом столкновении. Из законов сохранения энергии и импульса при упругом столкновении E_{\max} определяется соотношением

$$E_{\max} = 4EMm / (M + m)^2,$$

где E и m – энергия и масса взаимодействующей быстрой частицы; M – масса атома вещества.

Для электронов с высокой энергией ($E \gg 1$ МэВ) следует учитывать релятивистские эффекты. В этом случае предыдущее выражение превращается в

$$E_{\max} = 2E(E + 2m_e c^2) / (Mc^2).$$

В случае столкновения с тяжёлой частицей высокой энергии можно ожидать возникновение каскада смещений. Среднее число атомных смещений рассчитывается в простейшем случае по формуле

$$N_d = \varphi t N_{am} \sigma_{d1} \bar{v},$$

где φ - плотность потока ионизирующего излучения; t - время облучения; N_{am} - число атомов в единице объема; σ_{d1} - сечение столкновений, вызывающих смещения; \bar{v} - среднее число смещений на один первично смещенный атом.

$$\bar{v} = \bar{E}_p / (2E_d)$$

\bar{E}_p - средняя энергия, передаваемая атому быстрой частицей. Величина E_d зависит от направления смещения относительно кристаллографических осей кристалла, что связано с анизотропией сил связи, а также от природы сил связи атомов в решетке.

Среднее число вторичных смещений

$$\bar{v} = \frac{\bar{E}_p}{2[f(n_k) + f(n_c)]},$$

Где $f(n_k)$ - функция относительного числа электронов, участвующих в ковалентной связи, на один атом, $f(n_c)$ - функция относительной концентрации свободных электронов на один атом.

Скорость возникновения радиационных дефектов

$$k = \sigma_d \varphi,$$

где σ_d - сечение смещения.

Помимо точечных дефектов и их конфигураций, в электронном газе кристаллической решетки металла возникают локальные возбуждения (наводимые как самими дефектами, так и излучением), которые гипотетически могут оказать влияние на термодинамические контакты системы, либо ее нескольких участков. Это, в свою очередь, может привести к увеличению наблюдаемой подвижности вновь образованных радиационных точечных дефектов и существовавших до облучения дефектов кристаллического строения. Этим, отчасти, можно объяснить образование ассоциаций точечных дефектов в виде петель дислокации и кластеров под воздействием облучения даже в области низких температур.

Весь спектр дефектов, наблюдаемых в металлических твердых телах после облучения с помощью методов электронной и ионной микроскопии, образуется из первичных радиационных дефектов - пар Френнеля - в результате их взаимодействия между собой и с существующими в материале дефектами кристаллического строения, а также под воздействием локальных возбуждений в электронной подсистеме кристаллической решетки, инициируемых после радиации.

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.

Влияние облучения на структуру и механические свойства

Облучение приводит к образованию целого спектра дефектов структуры кристаллической решетки – точечных, дислокаций, нано- и микропор, областей разупорядочения и других структурных повреждений материала.

При облучении происходит смещение атомов облучаемого материала в межузлия и образование вакансий в узлах кристаллической решетки. С ростом дозы облучения плотность точечных дефектов увеличивается.

Число вакансий, создаваемых одной частицей, зависит от ее вида и энергии, а также от свойств облучаемого вещества (табл. 5.1). Один нейтрон, обладающий меньшей энергией, чем α -частица и протон, создает несравнимо больше структурных повреждений. Число вакансий, образовавшихся в алюминии, больше, чем в бериллии, что определяется большей энергией межатомной связи в последнем.

Таблица 5.1. Число вакансий в металле, созданных одной частицей

Металл	Нейтрон ($E = 3,2 \times 10^{-13}$)	α -частица ($E = 1,6 \times 10^{-12}$)	Протон ($E = 1,6 \times 10^{-12}$)
Алюминий	6030	82	48
Бериллий	454	59	32

Степень изменения свойств при облучении зависит от суммарного потока Φ частиц (число частиц, которое пошло через сечение в 1 м^2), а также от температур облучения и рекристаллизации металла. При облучении число дефектов в металле возрастает с увеличением суммарного потока. По характеру влияния на механические свойства облучение напоминает холодную пластическую деформацию.

При облучении большими потоками нейтронов последние не только смещают атомы материала в межузлия, но возбуждают их колебания и электронные оболочки, передавая часть своей энергии.

Усиление колебаний атомов в узлах решетки сопровождается локальным повышением температуры в кристалле. Этот нагрев вызывает радиационный отжиг локальных объемов кристалла. Вакансии и междоузельные атомы при этом аннигилируют, что уменьшает суммарную концентрацию радиационных дефектов.

Увеличение температуры локальных участков кристалла одновременно вызывает процесс образования скоплений вакансий, которые при очень больших потоках превращаются либо в дислокационные петли, либо в нано- и микропоры, что приводит к *разбуханию*.

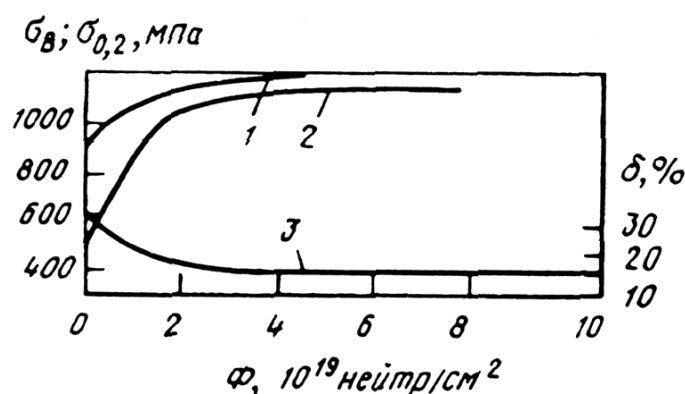


Рис. 5.2. Изменение механических свойств при 20 °С аустенитной стали 12Х18Н10Т после низкотемпературного облучения нейтронами:
1 — σ_B ; 2 — $\sigma_{0,2}$; 3 — δ

Кроме того, в некоторых материалах при облучении происходят ядерные реакции (трансмутации) с выделением газообразных продуктов. Облучение органических материалов может приводить к разрушению связей в молекулах и образованию новых молекул с иным химическим составом и свойствами.

Облучение при температуре ниже температуры рекристаллизации называется низкотемпературным облучением. Оно влияет на структуру и механические свойства металлов и сплавов так же, как при холодной пластической деформации: материал упрочняется, но теряет пластичность.

Максимальная прочность углеродистых сталей при 20 °С достигается при облучении суммарным нейтронным потоком $\varphi = 2 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$. Изменение временного сопротивления σ_B , предела текучести $\sigma_{0,2}$ и пластичности при 20 °С аустенитной хромоникелевой стали при увеличении суммарного нейтронного потока φ показано на рис. 5.2, При суммарном

потоке нейтронов $\varphi = 3 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ сталь приобретает максимальное упрочнение. При дальнейшем увеличении суммарного потока свойства не меняются.

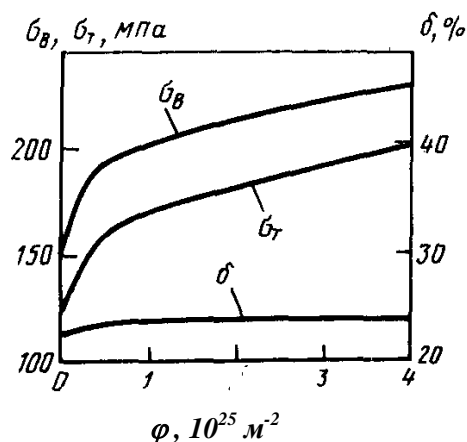


Рис. 5.3. Изменение механических свойств при 20 °С алюминия после высокотемпературного облучения нейтронами

Облучение при температуре выше температуры рекристаллизации считается высокотемпературным. Такое облучение сопровождается радиационным отжигом, который способствует восстановлению структуры и механических свойств в процессе радиации. Перлитные стали при температуре облучения 250-450 °С мало изменяют свойства, а при температуре выше 450 °С свойства практически не изменяются, так как рекристаллизация проходит полностью. Аустенитные стали стабильны при температуре выше 600 °С.

Алюминий и магний, имеющие низкие температуры рекристаллизации, радиационноустойчивы при температуре выше 150 °С. Пластичность при облучении не меняется, а прочность даже увеличивается (рис. 5.3). Упрочнение, полученное в результате низкотемпературного облучения, в них сохраняется при последующем нагреве до температуры ниже температуры рекристаллизации.

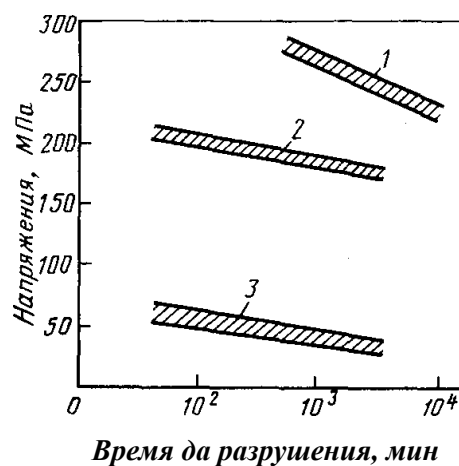


Рис. 5.4. Изменение 100-часовой длительной прочности никелевого сплава ($\varphi = 3 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$; $t_{\text{обл}} = 150 \text{ }^\circ\text{C}$): 1 - без облучения ($t_{\text{исп}} = 600 \text{ }^\circ\text{C}$); 2 - после облучения ($t_{\text{исп}} = 600 \text{ }^\circ\text{C}$); 3 - после облучения ($t_{\text{исп}} = 880 \text{ }^\circ\text{C}$)

В молибдене упрочнение, полученное при облучении ($\varphi = 8 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$ при $20 \text{ }^\circ\text{C}$), сохраняется при температуре до $300 \text{ }^\circ\text{C}$, но при этом они обладают низкой пластичностью. Восстановление пластичности начинается только с температуры $300 \text{ }^\circ\text{C}$. Полностью структура и свойства облученного молибдена восстанавливаются лишь в процессе отжига при $1000 \text{ }^\circ\text{C}$.

Влияние температуры нагрева при облучении может быть более сложным, если сплав при этом испытывает структурные превращения, например, распад пересыщенных твердых растворов (старение или отпуск) так как облучение активизирует диффузионные процессы. Именно этим объясняется высокотемпературная хрупкость аустенитных хромоникелевых сталей. Пластичность облученной стали восстанавливается при $500\text{-}700 \text{ }^\circ\text{C}$, а затем при дальнейшем нагреве вновь снижается.

Длительная прочность при облучении всегда снижается, особенно в стареющих сплавах. Это вызвано активизацией диффузионных процессов под действием облучения, которые ответственны за разрушение при повышенных температурах.

Снижение жаропрочности при облучении усиливается с увеличением нейтронного потока, температуры облучения и температуры испытания (рис. 5.4).

При высокотемпературном облучении очень большими потоками нейтронов в некоторых металлических материалах (аустенитные хромоникелевые стали и сплавы, сплавы на основе Ni, Mo, Ti, Zr, Вe) обнаруживается разбухание.

Бериллий, облученный при температуре $800\text{-}900 \text{ }^\circ\text{C}$ нейтронным потоком $\varphi = 10^{24} \text{ м}^{-2}$, увеличивает объем на 3-5 %. Аустенитная сталь, облученная при температуре $450 \text{ }^\circ\text{C}$ потоком $\varphi = 10^{27} \text{ м}^{-2}$, увеличивает объем на 10 % (рис. 5.5). Наибольшее разбухание таких сталей обнаруживается при рабочих температурах этих сталей $350\text{-}650 \text{ }^\circ\text{C}$.

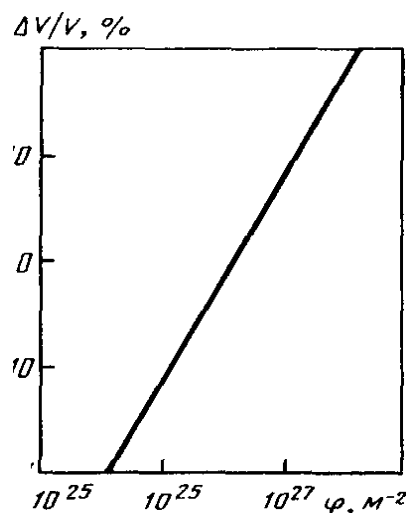


Рис. 5.5. Влияние облучения при 450 °С на относительное увеличение объема аустенитной стали 12X18H10T

Разбухание вызывает изменение формы и размеров деталей, а также ухудшение механических свойств. Оно усиливается скоплением в образовавшихся при облучении микропорах молекулярного водорода либо водородосодержащих газов с большим внутренним давлением.

Дополнительное легирование хромоникелевых сталей такими элементами, как Ti, Mo, Nb, уменьшает разбухание. Возможно это является результатом уменьшения растворимости и скорости диффузии водорода в таком сложно-легированном аустените. Холодная пластическая деформация аустенитных сталей снижает разбухание, видимо, по той же причине.

Перлитные и ферритные высокохромистые стали, растворимость водорода в которых мала, менее склонны к разбуханию.

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.

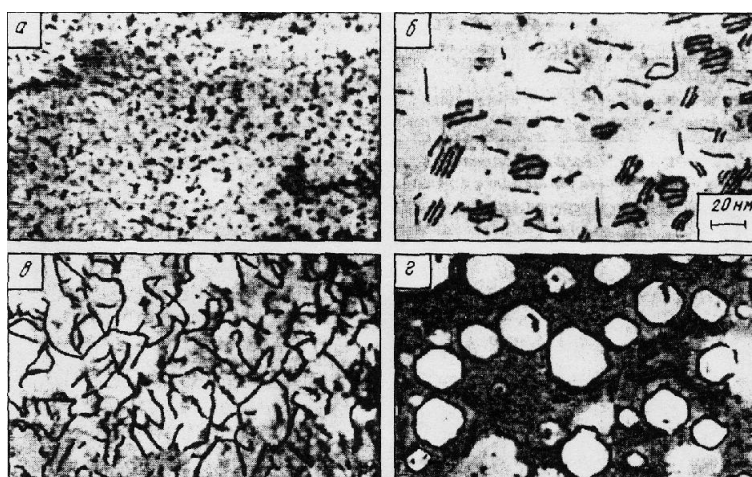


Рис. 5.6. Эволюция дефектной структуры аустенитной стали при облучении ионами хрома ($E = 1$ МэВ)

В условиях облучения выше температуры рекристаллизации (высокотемпературное облучение) роль точечных радиационных дефектов снижается. Вакансии и межузельные атомы частично аннигилируют друг с другом, частично взаимодействуют с примесями, дислокациями, границами раздела. Оставшиеся межузельные атомы и вакансии объединяются в кластеры, которые в свою очередь могут превращаться соответственно в дислокационные петли межузельного или вакансионного типов (рис. 5.6)

Таблица 5.2. Воздействие нейтронного облучения на различные материалы

Интегральный поток быстрых нейтронов, нейтрон/см ²	Материал	Воздействие облучения
10^{14} – 10^{15}	Политетрафторэтилен, полиметилметакрилат и целлюлоза	Снижение прочности при растяжении
10^{16}	Каучук	Снижение эластичности
10^{17}	Органические жидкости	Газовыделение
10^{18} – 10^{19}	Металлы	Заметный рост предела текучести
10^{20}	Полистирол	Снижение прочности при растяжении
	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

Примеры изменения свойств некоторых материалов под действием нейтронного облучения приведены в табл. 5.2.

Влияние облучения на коррозионную стойкость

При облучении резко снижается коррозионная стойкость металлов и сплавов. Вода и водяной пар являются теплоносителями в водном и водно-паровом трактах АЭС. Вследствие радиолиза меняется состав электролита — происходит разрушение молекул воды с образованием ионов и атомов кислорода, водорода и щелочной гидроксильной группы —ОН. Конструкционные реакторные материалы, подвергающиеся облучению, работают в контакте с водой и паром. Образующийся кислород окисляет металл, а водород его наводороживает и тем самым дополнительно охрупчивает. Радиолиз воды и увеличение концентрации гидроксильных групп способствует растворению поверхностных оксидных пленок, в обычных условиях защищающих металл от коррозии.

Для многих конструкционных материалов, работающих в условиях облучения в энергетических ядерных установках, коррозионной средой является вода либо влажный или перегретый пар. В таких средах электрохимический процесс коррозии может сопровождаться химической коррозией.

При облучении стойкость металлов в условиях химической коррозии снижается из-за разрушения поверхностных защитных оксидных пленок. Облучение, вызывая структурные повреждения материалов, снижает электрохимический потенциал и ускоряет процесс коррозионного разрушения. В пассивирующихся металлах облучение разрушает поверхностные защитные пленки.

При облучении происходит изменение состава электролита вследствие радиолиза: молекулы воды разрушаются и образуются ионы и атомы кислорода, водорода и группы ОН. Кислород окисляет металл, водород наводороживает его и, тем самым, охрупчивает.

Оба процесса - окисление и наводороживание - усиливают электрохимическое разрушение металла.

Скорость коррозии алюминия и его сплавов в воде при облучении при 190 °С тепловыми нейтронами со скоростью потока $10^{16} \text{ с}^{-1} \text{ м}^{-2}$ увеличивается в 2-3 раза. Потеря коррозионной стойкости алюминия в таких условиях может быть вызвана увеличением концентрации OH^- , что приводит к растворению поверхностных защитных оксидов.

Радиолиз воды уменьшает коррозионную стойкость циркониевых сплавов. При облучении тепловыми нейтронами, скорость потока которых $10^{17} \text{ с}^{-1} \text{ м}^{-2}$ скорость коррозии сплава “Цирколой-2” (хороший поглотитель нейтронов) при 20 °С увеличивается в 50-70 раз из-за разрушения защитных пленок.

Облучение аустенитных хромоникелевых сталей усиливает их коррозию. Во влажном паре оно способствует развитию местных видов коррозии: межкристаллической, точечной, а также коррозионному растрескиванию.

В конструкциях, подверженных облучению (оболочки урановых стержней, корпуса и трубопроводы реакторов, корпуса синхрофазотронов), в качестве конструкционных материалов, обладающих необходимым комплексом жаропрочности и коррозионной стойкости, используют высоколегированные стали перлитного, аустенитного класса и сплавы. Широкое применение сплавов на основе Zr, Вe, Al, Mg в таких конструкциях объясняется их удовлетворительной жаропрочностью и коррозионной стойкостью, а также необходимым комплексом теплофизических свойств, в частности способностью слабо поглощать нейтроны.

Необходимая радиационная стойкость конструкционного материала может быть обеспечена соответствующим химическим составом, структурой и оптимальными условиями эксплуатации: рабочей температурой, видом и энергией облучающих частиц, величиной потока облучения и свойствами коррозионной среды.

Материалы для хранения радиоактивных отходов

Немалые трудности возникают с захоронением радиоактивных отходов. Общепринятый подход к разработке материалов для этих целей состоит из трех стадий:

1. Отходы вводятся в относительно нерастворимое химически стойкое вещество.
2. Это вещество заключают в герметичный контейнер.
3. Захоронение контейнеров в сухой и стабильной геологической структуре.

Для первой стадии применялись и применяются боросиликатное стекло и боросиликатная керамика. Главное требование, предъявляемое к такой керамике –

сильная поглощающая способность по отношению к ядерным частицам – нейтронам и γ - квантам. Из всех веществ наибольшей поглощающей способностью нейтронов обладают легкие элементы H, Li, B, но при поглощении нейтронов происходят ядерные реакции, результатом которых является вторичное излучение. По этой причине защитный материал должен содержать, наоборот, тяжелые элементы, главным образом свинец, поскольку поглощение γ - квантов подчиняется экспоненциальному закону

$$N=N_0e^{-2d\alpha},$$

Где N и N_0 – плотность γ - квантов до и после поглощения соответственно; d – плотность ослабляющего вещества; α - коэффициент поглощения.

Применение чистого свинца оказывается нецелесообразным из-за его значительной текучести под влиянием даже собственного веса защитной кладки, состоящей из свинцовых кирпичей. Более эффективными γ - защитными материалами являются PbO и более сложные оксиды типа $2PbO$, $PbSO_4$. Они обладают высокими плотностями, достаточно высокими рабочими температурами и технологичны в процессах изготовления порошка, при прессовании и спекании. До прессования эти оксиды смешивают с борсодержащими веществами, например с B_2O_3 , с карбидом бора B_4C или с боратидами $MeBO_3$ и боридами типа MeB или MeB_2 какого-либо металла Me, дающего, в свою очередь, низкий уровень вторичного γ - излучения. После спекания подобные смеси образуют плотную керамику малой пористости.

Но керамика из боро - и свинцово-содержащих веществ имеет много недостатков. Основной из них – пониженная химическая стойкость. Следует отметить еще более низкую стойкость остальных известных и широко применяемых материалов, например бетонов различного состава. По этой причине, в большинстве случаев, и бетоны, и борсодержащая керамика используются скорее на второй стадии в виде герметичных контейнеров. Для первой стадии общепризнанно, что лишь борсодержащее стекло хорошо удерживает радиоактивные отходы.

Для второй стадии кроме рассмотренных выше керамических материалов испытываются и специальные сплавы, образующиеся в системах Pb-B, Pb-Li и сплавы на основе титана. Сам защитный материал изготавливается в виде керамики, спеченной из порошков таких сплавов. Возможность их практического применения можно выяснить только после глубокого изучения их устойчивости к коррозии в условиях облучения γ - квантами и при повышенных температурах. Например, радиоактивный цезий и стронций способны сохранять без разрушения оболочку из таких сплавов, при температуре почти 200 °C, около 100 лет. Кроме того, нужно добиться высокой механической прочности

предлагаемых сплавов, во избежание повреждения контейнеров с радиоактивными отходами при перевозке к местам захоронения.

Для временного хранения высокоактивных отходов предназначены резервуары для хранения отработанного ядерного топлива и хранилища с сухотарными бочками, позволяющие распасться короткоживущим изотопам перед дальнейшей переработкой.

Долговременное хранение радиоактивных отходов требует консервации отходов в форме, которая не будет вступать в реакции и разрушаться на протяжении долгого времени. Одним из способов достижения подобного состояния является витрификация (или остеклование). В настоящее время в Селлафилде (Великобритания) высокоактивные отходы (очищенные продукты первой стадии пурекс-процесса) смешивают с сахаром и затем кальцинируют. Кальцинирование подразумевает прохождение отходов через нагретую вращающуюся трубу и ставит целью испарение воды и деазотирование продуктов деления, чтобы повысить стабильность получаемой стекловидной массы.

В полученное вещество, находящееся в индукционной печи, постоянно добавляют измельченное стекло. В результате получается новая субстанция, в которой при затвердении отходы связываются со стеклянной матрицей. Это вещество в расплавленном состоянии вливается в цилиндры из легированной стали. Охлаждаясь, жидкость затвердевает, превращаясь в стекло, которое является крайне устойчивым к воздействию воды. По данным международного технологического общества, потребуется около миллиона лет, чтобы 10 % такого стекла растворилось в воде.

После заполнения цилиндр заваривают, затем моют. После обследования на предмет внешнего загрязнения стальные цилиндры отправляют в подземные хранилища. Такое состояние отходов остается неизменным в течение многих тысяч лет.

Стекло внутри цилиндра имеет гладкую черную поверхность. В Великобритании вся работа продлевается с использованием камер для работы с высокоактивными веществами. Сахар добавляется для предотвращения образования летучего вещества RuO_4 , содержащего радиоактивный рутений. На Западе к отходам добавляют боросиликатное стекло, идентичное по составу пирексу; в странах бывшего СССР обычно применяют фосфатное стекло. Количество продуктов деления в стекле должно быть ограничено, так как некоторые элементы (палладий, металлы платиновой группы и теллур) стремятся образовать металлические фазы отдельно от стекла. Один из заводов по витрификации находится в Германии, там перерабатываются отходы деятельности небольшой демонстрационной перерабатывающей фабрики, прекратившей свое существование.