

НАНОСКОПИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ СТАЛЕЙ КОРПУСОВ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

В.И. Карась, А.О. Комаров, В.Г. Папкович, Н.Н. Пулипенко, Б.А. Шиляев
Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина
E-mail: parkovich@kipt.kharkov.ua

Исследуется влияние одновременного изменения микроструктуры и химического состава на механические свойства ферритных сталей корпусов давления реакторов деления, реакторов синтеза и подкритических реакторов, управляемых ускорителями протонов. Процессы сегрегации и образования выделений других фаз из второстепенных элементов типа Si, Ni, P, Cu и Mn приводят к охрупчиванию сталей в процессе облучения при высоких дозах.

Создание проектов, использующих ускорители протонов для энергетических и неэнергетических технологий, поставило острую задачу оценки радиационного повреждения и определения радиационного ресурса эксплуатации материалов их конструкций. Стали корпусов подкритических систем, управляемых ускорителями заряженных частиц (ADS), не отличаются от используемых в ядерных энергетических реакторах деления водо-водяного типа, а дозовые нагрузки, создаваемые смешанными потоками протонов и нейтронов, будут превосходить достигнутый уровень облучения. Вопрос об эксплуатационном ресурсе материалов ADS необходимо решать с помощью облучения образцов сталей протонами и теоретических исследований, математически имитирующих процессы радиационного повреждения. Такие исследования до сих пор основаны на старых традиционных подходах, и пока еще не удалось достичь понимания процессов, основой которых является изменение микроструктуры и микроэлементного состава сталей при облучении.

Основные механизмы радиационного повреждения сталей и сплавов были расшифрованы с помощью ускорителей заряженных частиц. Облучение протонами является весьма эффективным инструментом и превосходит воздействие нейтронов любой энергии по скорости образования простых и сложных элементов первичной радиационной микроструктуры в десятки раз с воспроизводством всех свойств нейтронного облучения. Протоны эффективно инициируют процессы радиационно-индуцируемой сегрегации, образования дислокационной микроструктуры, вакансионных пор и радиационного упрочнения. Используя результаты исследований радиационных изменений механических свойств сталей корпусов ядерных реакторов деления и экспериментальные исследования механизма радиационного охрупчивания сталей с помощью ускорителей протонов, возможно в короткие сроки достичь прогресса в понимании причин, ограничивающих их эксплуатационный ресурс.

Корпус реактора ВВЭР-1000, внутри которого находится ядерное топливо, является основным конструкционным элементом, определяющим безопасность эксплуатации АЭС. Корпус реактора представляет собой сварную конструкцию из кованых деталей (обечак) из стали 15X2НМФА.

Механические свойства металла корпуса реактора и их стабильность определяются технологией изготовления и исходными технологическими материалами. При оптимальной термообработке сталь 15X2НМФА имеет высокую ударную вязкость и температуру хрупковязкого перехода равную (-80°C). По механическим свойствам сталь 15X2НМФА превосходит стали А508 (класс 2) и А522-В, применяемые для изготовления корпусов реакторов PWR в США, Японии, Франции, Германии и др.

Содержание микропримесей может полностью изменить действие легирующих элементов на параметры стали в процессе эксплуатации реактора. На радиационную стойкость стали 15X2НМФА наиболее сильно влияют микропримеси меди, фосфора, сурьмы и мышьяка. Количество микропримесей определяется, в основном, качеством металлургической шихты, отвечающей обычным и традиционным техническим условиям. В этих условиях допускается высокое содержание меди и фосфора, а присутствие сурьмы, олова, мышьяка и свинца вообще не лимитируется.

Облучение стали 15X2НМФА, изготовленной с использованием стандартной шихты, нейтронами с флюенсом $7 \cdot 10^{19}$ нейтр./см² ($E_n > 0,5$ МэВ) при температуре теплоносителя 290°C приводит к сдвигу температуры хрупковязкого перехода на 150°C . Сдвиг температуры хрупковязкого перехода для стали 15X2НМФА, изготовленной из чистой шихты, при тех же дозе облучения и температуре составляет 30°C .

Радиационное охрупчивание стали значительно снижает эксплуатационную надежность корпуса реактора. Облучение приводит к увеличению предела текучести, уменьшению пластичности и повышению чувствительности к зародышам трещин из-за увеличения температуры перехода от пластического разрушения к хрупкому.

Два основных параметра характеризуют радиационное охрупчивание стали: сдвиг температуры хрупковязкого перехода; уменьшение сопротивления хрупковязкому разрушению.

Термообработка корпуса реактора ВВЭР-1000 до эксплуатации приводит к образованию высокопересыщенного раствора меди в стали, так как предел ее равновесной растворимости при 290°C составляет 0,004 вес.% (содержание меди в стали 15X2НМФА составляет $\geq 0,1$ вес.%).

Сталь 15X2НМФА является твердым раствором замещения. Узлы кристаллической решетки, в которых атомы железа замещены атомами никеля, марганца и хрома, не образуют регулярной решетки, и сталь представляет собой неупорядоченную структуру (беспорядок замещения). Сталь 15X2НМФА представляет собой термодинамический ансамбль, находящийся в равновесии при температуре окружающей среды. Примесные атомы меди, дислоцированные в решетке железа, заморожены в метастабильном состоянии (пересыщенный раствор внедрения) и соответствуют равновесию при более высокой температуре. Облучение нейтронами выводит эту систему из состояния равновесия, возникают процессы спонтанного образования новых структур на пути установления равновесия. Возникновение этих новых структур обеспечивает оптимальный режим диссипации поступающей извне энергии. В стали образуются выделения новой фазы CuMnNi, представляющей собой продукты химических реакций NiCu₃, MnNi₃, MnCu₅ и т.д. Переход меди из пересыщенного раствора в состав выделений при взаимном влиянии никеля и марганца приводит к повышенному их содержанию в выделениях и обеднению этими элементами матрицы.

Второй причиной охрупчивания стали является выделение подрамерных примесей (фосфор, сера и т.д.) на границах зерен, ослабляющих когезию.

Третьей причиной является захват атомов водорода, поступающего в сталь из реакции коррозии радиационными дефектами, образуемыми при облучении нейтронами. Наводораживание стабилизирует радиационные дефекты и снижает эффективность отжига стали.

До настоящего времени о влиянии облучения нейтронов на элементы конструкций реакторов типа ВВЭР судили по параметрам первичного радиационного повреждения – дозе облучения (в единицах смещений на атом), уровню генерации гелия, водорода, элементов-трансмутантов (отсутствующих в исходном составе материала), спектрам ПВА, расчетам структуры каскадов смещений.

Эти величины позволили разработать основы имитации нейтронного радиационного повреждения ускоренными заряженными частицами (электронами, протонами, тяжелыми ионами, α -частицами) [1]. На основе такой имитации производился экспрессный экспериментальный отбор перспективных материалов для реакторов на быстрых нейтронах.

Вопросы эволюции первичного радиационного повреждения решались для конкретных задач, перечень которых определялся параметрами конкретных макроскопических проявлений радиационного воздействия нейтронов на материал (вакансионного распухания, роста температуры хрупковязкого перехода, радиационного роста, коррозионного растрескивания).

Реакторы ВВЭР имеют характерный установившийся энергетический спектр нейтронов в активной зоне (АЗ), параметры которого определяются решеткой твэлов и обогащением штатного топлива подпитки.

Однако корпус реактора и внутрикорпусные конструкции облучаются нейтронами разного энергетического спектра [2]. Эти изменения касаются соотношения потоков тепловых, замедляющихся и быстрых нейтронов, которые различно воздействуют на материал конструкций. Каждая из этих групп нейтронов создает различные по характеру и степени выживаемости первичные радиационные дефекты.

Нейтроны деления образуют каскадные радиационные повреждения [3]. В каскадной области смещений более 90% точечных дефектов (вакансий и интерстиций) аннигилируют в процессе развития каскада. Выжившие дефекты образуют подвижные и неподвижные кластеры.

Тепловые и замедляющиеся (резонансные) нейтроны образуют ПВА с энергией 100...600 эВ, которые приводят к радиационному повреждению краудинного типа с уровнем выживания более 50%. Кроме того, радиационный захват тепловых и замедляющихся нейтронов приводит к трансмутационному изменению элементного состава внутрикорпусных устройств. В этой связи необходимо подчеркнуть роль замедляющихся нейтронов.

В АЗ реактора при тесно расположенных твэлах спектр нейтронов характеризуется величиной соотношения потоков резонансных и тепловых нейтронов, равной 0,427. В области между боковой поверхностью и корпусом реактора происходит интенсивное замедление нейтронов и соотношение потоков на внутреннюю поверхность корпуса [4]

$$\Phi_3 / \Phi_T = \Phi_T^{-1} \int_{E_0}^E \Phi_2 dE = \gamma_T \cdot \ln(E_0 / E_T) \sim 2,56,$$

так как поглощением нейтронов в замедлителе можно пренебречь. Нижняя опорная плита находится в аналогичных условиях, чему способствует вертикальное положение твэлов и свободное пространство между ними в этом направлении.

Корпус реактора ВВЭР является основной конструкцией, обеспечивающей безопасность эксплуатации. Одной из причин потери пластичности стали 15X2НМФА корпуса реактора являются выделения примесных элементов (в основном, подрамерных) на границах зерен. Возрастающее охрупчивающее действие фосфора при облучении стали в процессе его радиационно-ускоренной сегрегации на внутренних поверхностях раздела (в том числе на большеугловых границах зерен) приводит к снижению поверхностной энергии, ослаблению межзеренной когезии и облегчению зарождения и распространения трещин [5].

Подрамерные атомы примесей Mg, Al, Si, P, S составляют единую схему последовательных и взаимных радиационных превращений в потоке нейтронов энергетического спектра реактора ВВЭР-1000 (Рис.1). Анализ этой схемы позволяет сделать заключение о последовательном превращении Mg в Al, Al в Si, Si в P, P в S, S в хлор и аргон.

Наиболее интересен уровень равновесной концентрации атомов примеси с учетом их генерации и выгорания. Эта равновесная концентрация будет зависеть от соотношения скоростей реакций трансмутации-генерации и выгорания, и от величин сече-

ний и исходной концентрации материнского элемента, являющегося источником возникновения элемента-трансмутанта.

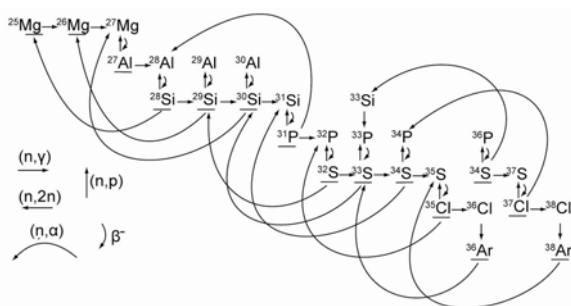


Рис. 1. Схема радиационных превращений элементов и изотопов примесей, входящих в состав сталей, в ядерных реакциях трансмутации в потоке нейтронов реактора ВВЭР-1000

Например, в цепи превращений Si в P концентрация материнского элемента в стали 15X2НМФА составляет 0,17...0,37 вес.%, в то время, как концентрация фосфора ограничена пределом 0,025 вес.%. В результате расчетов обнаружено, что генерация фосфора из кремния превышает в 100 раз выгорание исходного фосфора, и концентрация фосфора в стали при эксплуатации реактора возрастает со скоростью 0,2...0,9 аррм/год (Рис. 2).

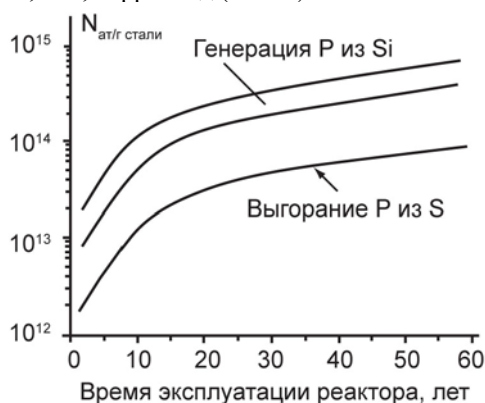


Рис. 2. Зависимость уровней генерации фосфора из кремния и выгорания фосфора от времени эксплуатации реактора в стали 15X2НМФА ($Si=0,17...0,37$ вес.%, $P=0,12$ вес.%)

Выгорающий фосфор в реакции (n,γ) и последующем естественном β^- -распаде его изотопа ^{32}P ($T_{1/2} \sim 14,29$ сут) преобразуется в серу ^{32}S со скоростью $\sim 2 \cdot 10^{-4}$ аррм/год, которая примерно в 30 раз выше скорости выгорания исходной примеси серы, что приводит к медленному возрастанию концентрации серы в стали. Трансмутационное превращение изотопов серы в реакциях (n,γ) приводит к образованию хлора ($4 \cdot 10^{-6}$ аррм/год) и аргона.

Радиационное охрупчивание стали корпуса реактора ВВЭР-1000 зависит от состава сплава сложным образом из-за суперпозиции эволюции дефектов различной природы, что затрудняет оценку ее остаточного радиационного ресурса.

Суперпозиция совместного влияния примесных, легирующих элементов и элементов твердого раствора в разных процессах радиационной эволюции микроструктуры на упрочнение и охрупчивание

сплава невозможно представить с помощью простой модели барьерного упрочнения. Образование выделений в матрице, состоящей из раствора замещения Ni, Cr, Mn в Fe, приводит к системе мультифрактального типа и каркаса частиц выделений. Распределение частиц выделений по размерам является показателем агрегации элементов сплава и примесей и оказывает влияние на макроскопические характеристики материала. Увеличение среднего размера выделений приводит к упрочнению. Фрактальная размерность поверхности частиц выделений также зависит от степени агрегации элементов сплава и примесей и связана с потерей пластичности.

Движущая сила, возникающая за счет полей упругих напряжений, вызванных образованием комплексов точечных дефектов при каскадном радиационном повреждении быстрыми нейтронами, приводит к диффузии подразмерных примесей на границы зерен с различной скоростью, перераспределению и локализации дислоцированных атомов [6,7]. Это подтверждается результатами облучения сталей электронами с энергией 1 МэВ (не приводящими к реакциям трансмутации), которые свидетельствуют о радиационно-индуцированной сегрегации атомов фосфора на границах зерен, протекающей с образованием второй фазы Fe_3P [8].

Причиной радиационного охрупчивания стали корпуса реакторов водо-водяного типа является образование зернограничных и матричных выделений с определяющим влиянием границ раздела. Фрактурная поверхность изломов трепанов из корпуса реактора первого блока НВАЭС (20 лет эксплуатации) и транспортных ЯЭУ выявила инициированные сегрегацией примесных элементов разрушения межзеренного характера [9], свидетельствующие о том, что радиационное охрупчивание обусловлено зернограничной сегрегацией фосфора, а не упрочнением стали под облучением [10]. Экспериментальное исследование изломов образцов корпусной стали методом оже-спектроскопии показало равномерное распределение фосфора по границам зерен в виде монослоя, причем доля площади выделений возрастает по параболическому закону в зависимости от флюенса нейтронов, достигая примерно 45% площади границ при флюенсе $7 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ [11] (и это соответствует примерно 10% поверхности изломов).

Анализ экспериментальных величин радиационного изменения температуры хрупковязкого перехода ΔT_K , как функции концентраций отдельных компонентов сталей и примесей методом математической статистики, приведен в работе [12]. Вид регрессивной функции определен по минимуму остаточной дисперсии. Значения полученной аналитической функции находятся внутри доверительных интервалов значений концентраций компонентов сталей и примесей с достоверностью 0,9 для имеющихся в данном случае степеней свободы распределения квантилей Фишера. Аналитическое выражение для ΔT_K — полилинейно (содержит произведения концентраций Ni, Cu, P). В связи со сложностью формы поверхностей равного уровня по фосфору $\Delta T_K(C_p) = f(C_{Ni}, C_{Cu})$ (Рис.3) нами был использован метод численного решения.

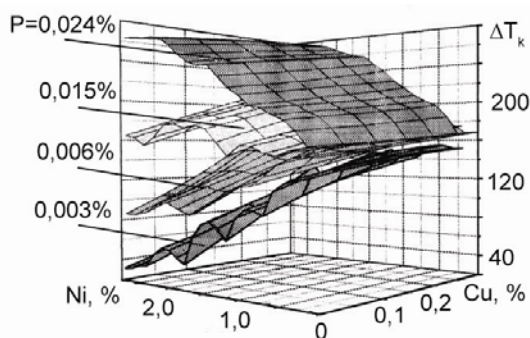


Рис.3. Зависимость температуры хрупковязкого перехода ΔT_k от концентрации никеля, меди и фосфора

Поверхности равного уровня концентраций Ni и Cu в пространстве переменных в зависимости от концентрации фосфора обнаруживают вращение кривых, $\Delta T_k = f(P)$, в разных направлениях при увеличении концентрации Ni и Cu . Это определило направление поиска такой целевой функции ΔT_k , которая бы не зависела от концентрации фосфора в связи с ее увеличением в процессе эксплуатации реактора (Рис.4).

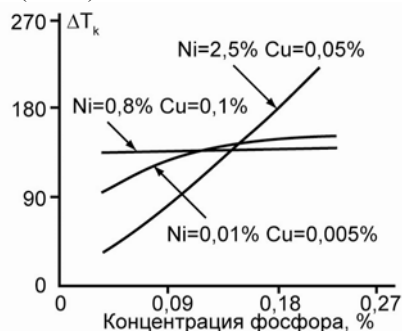


Рис.4. Зависимости температур хрупковязкого перехода от концентрации фосфора для различных концентраций никеля и меди в стали 15X2НМФА

Образование матричных выделений способствует миграции подразмерных примесей на границы зерен. Результаты обнаруживают корреляцию взаимного влияния концентраций примесей на величину ΔT_k , связанную с перераспределением и локализацией этих элементов в объеме облучаемого материала.

Фрактографический анализ образцов основного металла по методике Шарпи показал зависимость характера поверхности разрушения от флюенса быстрых нейтронов [10,11]. В процессе облучения преимущественно вязкий характер поверхности разрушения постепенно изменялся в пользу межзеренного и откольного разрушения из-за радиационного упрочнения металла, связанного с образованием выделений подразмерных примесей на границах зерен [10]. Экспериментально установлена корреляция доли откольного разрушения с удельной энергией разрушения образцов [10]. Результаты [9] свидетельствуют о высокой доле разрушения сколом (40% для $\Phi \cdot t = 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$), которая возрастает при повторном облучении до 60% (при $\Phi \cdot t = 10^{20} \text{ см}^{-2}$). Формирование динамических свойств твердых тел под облучением определяется характером строения

агрегатов частиц выделений, их геометрией и энергетикой. Сопротивление образцов разрушению связано с фрактальной (хаусдорфовой) размерностью каркаса частиц выделений $D = \ln N / \ln a$, где N – число выделений размером a .

Фрактальная размерность каркаса частиц D является количественной характеристикой, свидетельствующей о степени заполнения частицами пространства материала, она характеризует относительное расположение частиц каркаса и оказывает влияние на модуль упругости и предел текучести. Фрактальная размерность поверхности частиц (так называемая спектральная (фрактонная) размерность « d ») характеризует степень вязкости каркаса выделений и зависит от толщины зон между выделениями. Фрактальная и фрактонная размерности связаны между собой процессом образования выделений в матрице. К настоящему времени можно считать установленными основные положения физики фрактальных кластеров и кинетики их образования [13,14]. Численное моделирование с помощью различных аналитических моделей показало возможность вероятностного описания агрегации кластеров, универсальность функции плотности распределения кластеров по размерам, автомодельность кластеров, степенной закон роста среднего размера кластера со временем. Установлено, что значение фрактальной размерности определяет скорость и механизм твердофазных химических реакций, определяющих рост выделений с образованием химических соединений [15]. Протекание гетерогенных химических реакций изменяет равновесие системы и приводит к образованию мультифрактальной структуры.

Сталь 15X2НМФА корпуса реактора ВВЭР-1000 после его термообработки представляет пересыщенный раствор меди, так как предел ее равновесной растворимости при 290°C составляет 0,004 вес.% [16]. Первичное радиационное повреждение матрицы материала приводит к созданию напряжений, возникновению радиационно-стимулированной диффузии, выпадению атомов меди из пересыщенного раствора и образованию мелкодисперсных выделений меди. Выделения меди становятся катализатором для образования более сложных выделений в стали 15X2НМФА, состоящих из химических соединений $MnCu_3$, $MnCu_5$, $MnNi$, $NiCu_3$. Транспорт материала для образования этих выделений осуществляется в процессах смещений атомов твердого раствора из узлов кристаллической решетки и их радиационно-стимулированной диффузии в места дислокации выделений атомов меди. Радиационно-стимулированная диффузия ограничена поступлением материала из процесса первичного радиационного повреждения, протекающего с низкой скоростью $\approx 7 \cdot 10^{-11}$ сна/с. Транспорт атомов Ni для образования выделений связан с каскадным процессом смещений ($7 \cdot 10^{-8}$ ppm/с с учетом выживания дефектов) и образованием смещенных из узлов решетки изотопов Ni при радиационном захвате тепловых и замедляющихся нейтронов ($7 \cdot 10^{-9}$ ppm/с). Скорость поступления атомов Mn из каскадного процесса смещений равна $2,5 \cdot 10^{-8}$ ppm/с. Радиационный за-

хват нейтронов атомами Mn приводит к образованию изотопов железа и не дает вклада в процесс образования выделений. Тепловые и резонансные нейтроны генерируют атомы Mn из изотопа ^{54}Fe ($1,8 \cdot 10^{-9}$ ppm/c) и изотопов хрома ($2,5 \cdot 10^{-11}$ ppm/c). Таким образом, образование и развитие матричных (вакансионных) кластеров и кластеров выделений связаны между собой (так как при температуре $\sim 290 \dots 350^\circ\text{C}$ кластеры интерстиций распадаются и уходят на стоки). На начальном этапе развития радиационных процессов при малых отклонениях от равновесия облучаемый материал следует линейному поведению и находится на термодинамической ветви развития. В этих условиях эволюция выделений контролируется произведением коэффициента радиационно-стимулированной диффузии $D^* = K\Phi$ на время облучения t [17]. Радиационный параметр $K \approx \eta \sigma_{\text{dpa}} / (S_d + \Phi \cdot 4\pi r_{\text{vcc}} N_a \sigma_{\text{vcc}} \tau)$ зависит от избыточной концентрации вакансий, образующих термически нестабильные комплексы вакансионных кластеров с растворенными атомами в процессе развития каскада смещений $N_{\text{vcc}} = N_a \sigma_{\text{vcc}} \cdot \Phi t$, создающих локальные внутренние напряжения, которые влияют на процесс радиационно-стимулированной диффузии. Этот параметр учитывает среднее время жизни такого кластера при температуре 290°C ($\tau = 3,3 \dots 10^5 \text{c}$), выживаемость точечных дефектов η при быстрой рекомбинации в процессе развития каскада смещений, плотность дислокаций стоков S_d ($2 \cdot 10^{14} \text{м}^{-2}$). Остальные параметры: r_{vcc} – радиус термически нестабильного комплекса вакансионный кластер-растворенные атомы ($5 \cdot 10^{-10} \text{м}$); N_a – плотность атомов в единице объема ($8,5 \cdot 10^{28} \text{м}^{-3}$); σ_{vcc} – сечение образования вакансионных кластеров [17].

Для радиационных условий эксплуатации корпусов реакторов ВВЭР-1000 вклад выделений в охрупчивание стали 15Х2НМФА зависит от флюенса нейтронов $\Phi \cdot t$ ($D^* = K \cdot \Phi \cdot t$, так как $S_d \gg \Phi \cdot 4\pi r_{\text{vcc}} \cdot N_a \cdot \sigma_{\text{vcc}} \cdot \tau$ при $\Phi = 5 \cdot 10^{10} \dots 10^{11}$ нейтр./см 2 с). Доказательством этому является рост доли откольного разрушения в поверхности излома при повторном облучении в 1,5 раза [9]. Для образцов-свидетелей, расположенных в корзине на поверхности шахты активной зоны плотность потока быстрых нейтронов $\Phi \cong 1,3 \cdot 10^{13}$ нейтр./см 2 , плотность стоков термически нестабильных вакансионных кластеров примерно в 10 раз превышает плотность дислокационных стоков. В этом случае вклад выделений в охрупчивание будет зависеть только от времени облучения. Таким образом, высокая плотность потока нейтронов задерживает эволюцию выделений (так как коэффициент радиационно-стимулированной диффузии уменьшается примерно в 10 раз). Запоздывание образования выделений вторых фаз в образцах-свидетелях и экспериментальное определение механических характеристик материала с целью прогнозирования остаточного радиационного ресурса основного металла может привести к катастрофе. Облучение образцов в других термических условиях изменяет время жизни τ термически нестабильных вакансионных кластеров. При экспрессном наборе дозы облучения выход может быть найден из сравнения радиационных условий (Φ и $\tau(T)$) на внутрен-

ней поверхности корпуса реактора и условий облучения образцов-свидетелей. Например, для $\Phi = 1 \cdot 10^{13}$ нейтр./см 2 величина $\tau = 1,4 \cdot 10^3 \text{c}$ и температура облучения должна быть экспериментально установлена из исследования отжига радиационных дефектов (этой величине τ должна соответствовать более высокая температура облучения, чем 290°C).

Анализ фрактограмм свидетельствует о значительной доле разрушения сколом в поверхностных изломах образцов-свидетелей, возрастающей с увеличением флюенса нейтронов. Поэтому для определения радиационного ресурса основного металла необходима оценка предельного уровня развития матричных выделений как каркаса частиц, связность которых возрастает с увеличением дозы облучения. Для определения количественных характеристик макроразрушения наиболее подходящим является использование теории протекания, в рамках которой рассматривается взаимодействие или вязкость кластеров. Макроразрушения возникают при достижении критической плотности выделений (или достижения определенного соотношения объема выделений с объемом образца-свидетеля), при которой система частиц выделений становится связной. Степень связности определяется с помощью теории протекания. При возникновении связностей между выделениями образуется бесконечный кластер, его возникновение в теории протекания называется порогом протекания. Комбинация критической концентрации N с критическим перколяционным радиусом R_c (определяемая произведением NR_c^3) позволяет найти наименьшее значение R_c , свидетельствующее о возникновении бесконечного кластера выделений, приводящего к разрушению металла.

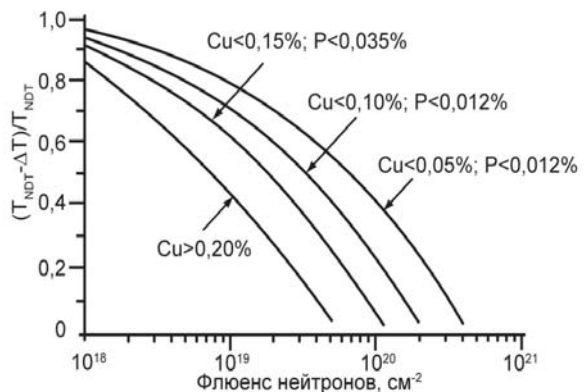


Рис. 5. Влияние флюенса нейтронов ($E_H > 1 \text{ МэВ}$) и концентрации меди и фосфора на сдвиг температуры хрупковязкого перехода ΔT , относительно T_{DNT} для стали корпуса реактора

Пространственное перераспределение никеля, марганца и меди в матрице основного металла при образовании выделений CuMnNi [18] приводит к образованию обедненных и обогащенных этими элементами зон. Зонам FeCr и CuMnNi соответствуют присущие им температуры нулевой пластичности T_{DNT} . При облучении с ростом флюенса нейтронов происходит относительное изменение температуры хрупковязкого перехода (Рис.5) [19].

ЛИТЕРАТУРА

1. Б.А. Шилияев, Р.П. Слабоспицкий, В.А. Ямницкий и др. Моделирование точечных дефектов при радиационном повреждении материалов протонами, нейтронами и тяжелыми ионами // *Атомная энергия*. 1978, т.45, в.3, с.193-197.
2. В.А. Бронников. Работы по проектам REDOS и COBRA, связанными с реакторной дозиметрией при мониторинге корпусов давления реакторов ВВЭР // *Атомная техника за рубежом*. 2004, №4, с.20-25
3. V.N. Singh, S.I. Golubov, H. Trinkaus, et al. Aspects of microstructural evolution under cascade damage condition // *JMN*. 1997, v.251, p.193-197.
4. А.Д. Галанин. *Введение в теорию ядерных реакторов на тепловых нейтронах*. М.: «Энергоатомиздат», 1984, с.416.
5. Н.Н. Алексеенко, А.Д. Амаев, Н.В. Горынин, В.А. Николаев. *Радиационное повреждение стали корпусов водоводяных реакторов*. М.: «Энергоатомиздат», 1981, с.132.
6. В.В. Кирсанов, М.В. Мусина. Аномальная диффузия и сепарация имплантированных примесей в полях упругих напряжений // *Металлы*. 1997, №3, с.89-96.
7. T.R. Allen, G.S. Was, E.A. Kenik. The effect of alloy composition on radiation-induced segregation in Fe-Cr-Ni alloys // *JNM*. 1995, v.225, p.33-37.
8. K. Nakota, I. Masaoka. Salute segregation along nonmigrated grain boundaries during electron in austenitic stainless steels // *JNM*. 1987, v.150, p.186-193
9. А.Д. Амаев, П.А. Платонов, В.Н. Вихров и др. Радиационное повреждение материалов корпусов водоводяных реакторов // *Сб. статей IV Междотраслевой конференции по реакторному материаловедению*. Димитровград, 1985, с.3-6.
10. Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, О.В. Лавренчук. Сравнение особенностей разрушения американских и российских корпусных сталей // *Сб. статей IV Междотраслевой конференции по реакторному материаловедению*. Димитровград, 1995, с.6-21.
11. О.О. Забусов, А.П. Дементьев, Ю.Н. Королев, Е.А. Красиков. Междотраслевая сегрегация в облученной стали корпусного типа // *Сб. статей IV Междотраслевой конференции по реакторному материаловедению*. Димитровград. 1995, с.70-78.
12. А.А. Астафьев, С.И. Марков, Г.С. Карк. Статистический анализ совместного влияния никеля, меди и фосфора на радиационное охрупчивание перлитных сталей // *Атомная энергия*. 1997, т.42, в.3, с.187-190.
13. *Фракталы в физике* / Под ред. Л. Пьетронеро и Э. Тозатти. М.: «Мир», 1988.
14. Б.М. Смирнов. *Физика фрактальных кластеров*. М.: «Наука», 1991.
15. А.А. Вертегел, С.В. Калинин, Н.Н. Олейников, Ю.Д. Третьяков. Влияние фрактальной размерности частиц гидроксида железа (III) на кинетику твердофазных реакций с его участием // *Материаловедение*. 1997, № 6/7, с.59-63.
16. G.R. Odette, G.E. Lucas. Current understanding of the effects of environmental and metallurgical variables on RPV embrittlement // *Proc. of the US NRC 24th Water Reactor Safety Information Meeting*. 1997, v.2, NUREG/CP-0157-2, p.1-19.
17. G.R. Odette, B.D. Wirth. A computational microscopy study of nanostructural evolution in irradiated pressure vessel steels // *JNM*. 1997, 251, p.157-171.
18. J.T. Buswell, W.J. Phytian, R.J. Erloy, et al. Irradiation-induced microstructural changes, and hardening mechanisms in model PWR reactor pressure vessel steels // *JNM*. 1995, v.225, p.196-214.
19. E. Bazant. Presupposition (criteria) for reactor vessel brittle fracture / *A Technical Document IAEA-202*. 1977, p.139-161.

Статья поступила в редакцию 21.03.2010 г.

NANOSCOPIC PROCESSES RADIATION EMBRITTLEMENT PRESSURE VESSEL STEELS OF NUCLEAR REACTORS

V.I. Karas', A.O. Komarov, V.G. Papkovich, N.N. Pilipenko, B.A. Shilyaev

The influence of simultaneously changes microstructure and chemical composition ferritic steels pressure vessels fission reactors, reactors of synthesis and subcritical reactors driven by proton accelerators are investigated. The radiation-induced segregation and other phase's formation from minor elements like Si, Ni, P, Cu and Mn are result embrittlement during irradiation at high doses.

НАНОСКОПІВНІ ПРОЦЕСИ РАДІАЦІЙНОГО ОХРУПЧЕННЯ СТАЛЕЙ КОРПУСІВ ЯДЕРНИХ РЕАКТОРІВ

V.I. Karas', A.O. Komarov, V.G. Papkovich, M.M. Pilipenko, B.A. Shilyaev

Досліджується вплив одночасної зміни мікроструктури і хімічного складу на механічні свойства феритних сталей корпусів тиску реакторів розподілу, реакторів синтезу і підкритичних реакторів, керованих прискорювачами протонів. Процеси сегрегації і утворення виділень інших фаз із другорядних елементів типу Si, Ni, P, Cu і Mn призводять до охрупчення сталей у процесі опромінення при високих дозах.