

ФИЗИКА РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ЯВЛЕНИЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

УДК 621.039.531:539.124.162.6.04

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И РАДИАЦИОННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ В КОРПУСНЫХ СТАЛЯХ

В.Н. Воеводин, О.И. Волчок, Л.С. Ожигов, В.С. Оковит, Л.А. Чиркина
*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина*
E-mail: ozhigov@kipt.kharkov.ua

Приводятся результаты, полученные в НИЦ ХФТИ, по исследованию физической природы радиационного охрупчивания сталей ферритного класса, используемых в корпусах реакторов ВВЭР, и влияния ультразвукового воздействия на процессы структурообразования и релаксацию внутренних напряжений в корпусных сталях, обеспечивающие снижение степени радиационного охрупчивания при облучении электронами ($E = 225$ МэВ, флюенс $1,6 \cdot 10^{18}$ эл./см²) и нейтронами ($E > 1,15$ МэВ, флюенс $4 \cdot 10^{19}$ нейтр./см²).

1. ВВЕДЕНИЕ И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Корпус реактора представляет собой сосуд высокого давления, который подвергается дополнительным воздействиям нейтронного и γ -излучений, вызывающим изменения физико-механических характеристик материала корпуса. Наиболее неблагоприятным из них является потеря запаса пластичности, что проявляется уже после малых флюенсов облучения ($> 10^{17}$ нейтр./см²) при температурах 300...600 К. Актуальность проблемы охрупчивания облученных материалов, а также проблематика продления ресурса эксплуатации корпусов ВВЭР дают основание выделить наблюдаемый радиационный эффект в самостоятельное явление – низкотемпературное радиационное охрупчивание (НТРО). Всестороннее изучение и понимание явления НТРО позволит разработать научные основы методов его подавления и, как следствие, обосновать целесообразность их применения для увеличения ресурса работы корпусов.

Согласно существующим представлениям [1–6] снизить склонность материала к НТРО можно путем:

- измельчения зерна или создания ячеистых структур и тем самым сократить длину свободного пробега дислокаций;
- уменьшения сил решеточного трения и уменьшения взаимодействия дислокаций с атомами примесей;
- изменения энергетических и геометрических условий пластической деформации на границах раздела.

Реализация этих физических предпосылок достигается развитием таких основных направлений:

- создание сталей с определенным химическим составом с последующим микролегированием;

- осуществление предварительных механико-термических воздействий, изменяющих как дислокационную структуру и фазовый состав сталей, так и интенсифицирующих релаксационные процессы в местах концентрации радиационных дефектов.

В качестве материалов корпусов реакторов применяют ферритные хромомолибденованадиевые стали в закаленном и отпущенном состояниях, обеспечивающих заданный уровень механических свойств. Выбор сталей этих сортов обусловлен рядом факторов. Во-первых, большие габариты корпуса (например, толщина стенок в цилиндрической части $\sim 0,15$ м) требуют прокаливаемости всей его массы, и для получения однородной структуры необходим высокий отпуск, следствием которого может быть реализация отпускной хрупкости. Наличие Сг и Мо в этих сталях обеспечивает меньшую склонность к отпускной хрупкости и образованию флокенов. Во-вторых, технология изготовления корпуса реактора предусматривает удовлетворительные сварочные свойства стали. Это в значительной степени ограничивает пределы легирования стали и главное – допустимое содержание углерода. Добавки V, в свою очередь, измельчают зерно и формируют устойчивые карбиды, стабилизирующие прочностные свойства стали в процессе длительной эксплуатации корпуса при повышенных температурах.

Отметим, что эффект НТРО в значительной степени зависит от условий облучения материала: флюенса, температуры облучения, энергетического спектра нейтронов. Роль упомянутых факторов в радиационном охрупчивании корпусных сталей подробно изучена, например, в работах [1–6]. В результате установлены общие закономерности проявления НТРО, которые сводятся к следующему. Для заметного охрупчивания большинству

ферритных сталей требуется флюенс $\sim 10^{18}$ нейтр./см² ($E > 1$ МэВ) или выше, причем величина температуры вязкохрупкого перехода T_x находится в степенной зависимости от флюенса ($\Delta T_x = A\phi^n$, где A – константа, характерная для данного материала; ϕ – флюенс, выраженный в единицах 10^{19} нейтр./см²). Усиление охрупчивания с ростом флюенса происходит наиболее интенсивно в начальный период облучения НТРО и ослабляется с повышением температуры облучения, что связано с процессом аннигиляции радиационных дефектов, имеющих место при температурах выше критической (обычно 500...535 К).

Анализируя существующие представления о физической природе НТРО, следует заключить, что для подавления эффекта НТРО необходимо в участках концентрации напряжений реализовать релаксационные процессы, снизить эффективность потенциальных зародышей трещин, возникающих при облучении в конкретных температурно-силовых условиях. При этом важным аспектом для снижения склонности материала к радиационному охрупчиванию является возможность управления характером накопления, перераспределения и взаимодействия дефектов радиационного и деформационного происхождения.

Из основных факторов, влияющих на степень НТРО корпусных сталей, следует выделить сведения о влиянии на НТРО послерадиационного отжига [3, 7–10]. Вначале ответственность за изменение в чувствительности облученных материалов к отжигу возлагали на металлургические и эксплуатационные факторы. Проведенная в [8] экспериментальная оценка участия различных переменных параметров в снижении эффекта НТРО с помощью отжига показала, что определяющими в этом являются температура и длительность отжига. Концентрация примесных элементов по своей значимости занимает второе место. Для нагрева корпуса до нужной температуры можно использовать тепло главной системы откачки или тепло ядерной реакции. Этот прием был применен для отжига при 643 К корпуса реактора Arg1 SM-1A (США) [2] и ряда корпусов АЭС России. Для высокотемпературного (> 700 К) отжига корпуса и отдельных его деталей применяют вспомогательные нагреватели, удаляя при этом детали активной зоны.

Важно отметить, что при этом релаксационные процессы происходят вследствие эволюции дефектной структуры и в результате тепловой активации всего объема материала. Однако для корпусных сталей оказывается необходимым снижение пиковых напряжений, при сохранении предварительно созданных дислокационных и фазовых структур, изменение которых в результате термообработок может являться отрицательным фактором.

Известно, что селективный характер механической активации областей кристаллической решетки с повышенным уровнем внутренних напряжений реализуется при знакопеременном высокочастотном (~ 20 кГц) механическом нагружении (ультразвуковом воздействии – УЗВ)

металлов и сплавов [11], что обусловлено динамическим характером нагружения (материал претерпевает за 1 с ~ 20000 циклов растяжения–сжатия), а также волновой природой распространения упругих колебаний. В работах, выполненных ранее в ННЦ ХФТИ, установлено, что в предварительно деформированных материалах, т. е. находящихся в упругонапряженном состоянии (к такому сорту материалов относятся стали корпусов реакторов), при определенных режимах УЗВ реализуются релаксационные процессы структурообразования, подобные локальной термообработке, обеспечивающие снижение уровня внутренних напряжений, что проявляется в ряде эффектов – снижении хладноломкости, разупрочнении, задержке развития рекристаллизационных процессов в ОЦК- и ГПУ-металлах и др. [12–21]. Целью настоящей работы было изучение релаксационных процессов в корпусных сталях при высокочастотном механическом нагружении и определение их влияния на эффекты при радиационном облучении, в частности, НТРО.

2. ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Работа по влиянию УЗВ на НТРО выполнялась на сталях марок 15Х2МФА и 15Х2МНФА, химический состав которых приведен в табл. 1.

Заготовки из сталей марок 15Х2МФА и 15Х2МНФА проходили ступенчатую штатную термическую обработку. Общим характерным признаком структурного состояния сталей обоих сортов было наличие ячеистой структуры феррита.

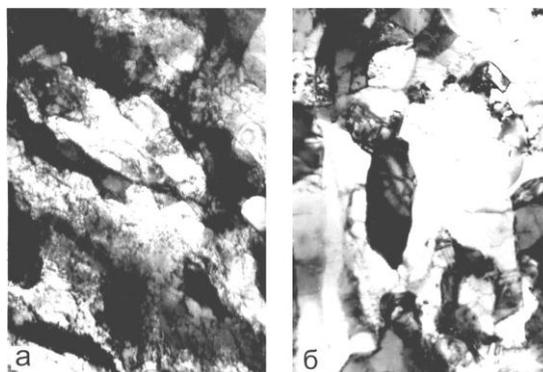


Рис. 1. Дислокационная структура стали 15Х2МФА в состоянии поставки (а) и после ультразвукового воздействия (б) ($\times 22000$)

Исследования дислокационной структуры стали 15Х2МФА показали, что в состоянии поставки она представляла собой ячеистую структуру с размером ячеек 0,1...0,2 мкм (рис. 1). Внутри ячеек наблюдается ощутимая плотность дислокации $3 \cdot 10^9$ см⁻². Ячейки вытянуты вдоль направления $\langle 112 \rangle$ и группируются в зоны.

Из заготовок вырезались образцы разного типа: для стали 15Х2МФА с V-образным надрезом (4х5х27 мм) и плоские (4х0,5х20 мм); для стали 15Х2МНФА – типа Шарпи (8х8х50 мм). Для УЗВ и последующих испытаний на растяжение использовали специальную установку,

предусматривающую электромагнитное крепление образца к концентратору магнитоstrictionного преобразователя [22]. Это позволяло осуществлять дистанционно и мобильно монтаж и демонтаж активных образцов и в активной зоне. Амплитуда ультразвуковых колебаний частотой 20,5 кГц составляла 12...19 мкм (в зависимости от типа образцов), что соответствовало уровню напряжений, не превышающих порогового значения [11],

достижение которого для исследуемых сталей сопровождалось развитием процессов усталости. Отметим, что пороговая амплитуда ультразвукового напряжения характерна для каждого материала и его структурного состояния и соответствует реализации при УЗВ процессов массового размножения дислокаций. Температура УЗВ составляет 500 К, экспозиция – 2 ч.

Таблица 1

Химический состав исследуемых корпусных сталей

Сталь 15X2МФА (массовое содержание, %)								
C	Ni	S	P	Si	Cr	Mn	Mo	V
0,12...0,13	0,12...0,13	0,025	0,025	0,2...0,3	2,3...3,0	0,3...0,6	0,7	0,4
Сталь 15X2МНФА (массовое содержание, %)								
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	
0,15...0,18	0,21...0,26	0,44	1,88...2,02	1,07...1,12	0,5...0,53	0,03...0,06	0,008...0,01	
P	As	Co	V	Su	Sb	P+Sb+Sn		–
0,005...0,006	0,004...0,0045	0,004...0,005	0,09...0,11	0,0018...0,0020	0,0009...0,001	0,0032...0,008		–

После предварительного УЗВ образцы из корпусных сталей разных марок облучались на ускорителе электронов ННЦ ХФТИ ЛУЭ-300 при $T = 500$ К с энергией 225 МэВ (сталь 15X2МФА до флюенса $1,6 \cdot 10^{19}$ эл./см², а сталь 15X2МНФА до флюенса $4 \cdot 10^{19}$ эл./см²) и на реакторе ИВВ-2М при $T = 380$ К, $E > 1,15$ МэВ (сталь 15X2МНФА до флюенса $4 \cdot 10^{19}$ нейтр./см²).

Механические свойства при статических испытаниях на растяжения после УЗВ и последующего облучения электронами и нейтронами определялись на установках, описанных в [22], и типа 1231-У10, динамические испытания на изгиб – на копрах КМД-30 и ПСВ-30. Проводились измерения твердости по Виккерсу и микротвердости (ПМТ-3).

В работе использовался комплекс методов структурных исследований: ТЭМ после УЗВ и фрактографические исследования (метод реплик) после ударных испытаний (микроскоп ЭМВ-100-БР), измерение удельного электросопротивления (потенциометрическая компенсационная схема, потенциометр Р-348). Кроме того, методом рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-3) изучалось уширение дифракционных линий и соответственно изменение внутренних напряжений (измерения проводились в излучении MoK_{α} ; для исключения влияния текстуры исследование проводилось на линиях разных порядков отражения: (110) и (220) одной отражающей плоскости (hho) для компонент α_1 и α_2 раздельно; разделение α_1 и α_2 дублета выполнялось по методу Решингера [23]; в качестве эталона использовался отожженный образец кремнистого железа). Параметры микропластичности после УЗВ и облучения определялись из измерений амплитудной зависимости внутреннего трения (АЗВТ), которые проводились на установке, представляющей собой обратный крутильный маятник: частота колебаний маятника 0,5 Гц,

диапазон амплитуд $(1...100) \cdot 10^{-5}$. Снятие кривых АЗВТ при 300, 400, 450 и 500 К позволило оценить активационные параметры дислокационной структуры стали 15X2МФА после обработок.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. ИССЛЕДОВАНИЕ ДОЗОВОЙ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МИКРОСТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ КОРПУСНОЙ СТАЛИ 15X2МФА ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Эксплуатационный режим реакторов предусматривает длительный срок службы, при котором материал претерпевает облучение с широким диапазоном доз ($10^{16}...10^{22}$ нейтр./см²). В связи с этим представлялось целесообразным изучить как механические характеристики корпусной стали 15X2МФА после высокоэнергетического ($E = 225$ МэВ) электронного облучения в интервале флюенса $8 \cdot 10^{17}...4 \cdot 10^{20}$ эл./см², так и выявить особенности изменения при этом микроструктурных параметров.

Зависимость механических свойств образцов из стали 15X2МФА от флюенса приведена на рис. 2.

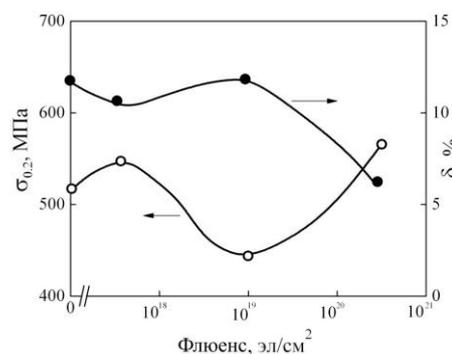


Рис. 2. Зависимость предела текучести (○) и относительного удлинения (●) стали 15X2МФА от флюенса электронного облучения

Обращает на себя внимание, что зависимости σ_s и δ от флюенса имеют немонотонный характер: эффекты радиационного охрупчивания и упрочнения проявились только после «малых» ($\sim 10^{18}$ эл./см²) и «больших» ($\sim 10^{19}$ эл./см²) флюенсов облучения. При флюенсе $\sim 10^{18}$ эл./см² наблюдалось разупрочнение, относительная величина которого достигала 16%, сопровождавшееся повышением запаса пластичности до уровня, соответствующего материалу в состоянии поставки. Отметим, что на предел прочности используемые режимы облучения практически не повлияли, что согласуется с данными, полученными ранее на корпусной стали [1, 24].

Как уже отмечалось, для облученных ОЦК-металлов механические характеристики при 300 К и ниже контролируются изменением подвижности дислокаций. В связи с этим в данной работе характер дислокационной структуры, обуславливающей разупрочнение после облучения флюенсом $\sim 10^{19}$ эл./см², изучался методом внутреннего трения по оценке микроструктурных параметров.

На рис. 3 приведены данные измерения АЗВТ, из которых следует, что в результате облучения фон внутреннего трения (Q^{-1}) снижается, а критическая амплитуда отрыва дислокаций от точек закрепления и угол наклона амплитудозависимой части кривой $Q^{-1}(\gamma)$ увеличивается.

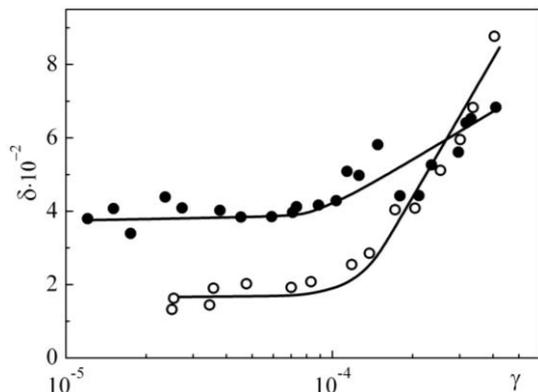


Рис. 3. Амплитудная зависимость декремента затухания стали 15Х2МФА при 300 К в состоянии поставки (○) и после облучения электронами до флюенса 10^{19} эл./см² (●)

Проведенная обработка экспериментальных кривых $Q^{-1}(\gamma)$ позволила заключить, что АЗВТ в указанном диапазоне амплитуд и температур измерения корректно описывается в рамках теории Гранато-Люкке [25]. Построение зависимости $Q^{-1}(\gamma)$ в координатах Гранато-Люкке позволило определить длину дислокационного сегмента, закрепленного «слабыми» точечными стопорами (L_c); величину параметра $\rho_N \cdot L_N^3$, определяющего плотность подвижных дислокаций и длину их сегментов, ограниченных «жесткими» точечными стопорами или «лесом» дислокаций, а также критическую амплитуду отрыва дислокаций от слабых точек закрепления ($\gamma_{кр}$). Энергетический

анализ кривых $\gamma(T)$ и $L_c(T)$, проведенный согласно выражению

$$\gamma_{кр} \sim Ae^{-U/KT},$$

где A – константа, T – температура измерения, позволил оценить эффективную энергию связи (U) дислокации с точками закрепления [25].

Определенные таким образом параметры дислокационной структуры стали 15Х2МФА в состоянии поставки и после облучения приведены в табл. 2.

Таблица 2

Значения параметров микроструктуры при 300 К стали 15Х2МФА после электронного облучения ($E = 225$ МэВ, флюенс – 10^{19} эл./см²)

Вид обработки	$\gamma_{кр} \cdot 10^5$	$\gamma_{кр} \cdot 10^5$	U, эВ	$\rho_N \cdot L_N^3 / 10^7$
Состояние поставки	5,8	5,1	0,8	34
Облучение электронами	9,0	4,0	0,2	63

Исходя из значения энергии связи дислокации с точечными дефектами для стали в состоянии поставки можно заключить, что стопорами, ограничивающими длину подвижного сегмента L_c , являются атомы углерода [26]. Кроме того, сравнение приведенных параметров свидетельствует о том, что облучение электронами приводит к увеличению критической амплитуды отрыва и уменьшению L_c , что сопровождается уменьшением энергии связи стопора с дислокациями. Подобный эффект может являться следствием того, что избыточные радиационные вакансии, осаждаясь на атомах внедрения, снижают энергию миграции последних, что способствует усиленному стоку образовавшихся комплексов к дислокациям [27]. Энергия взаимодействия упругих полей комплексов радиационных дефектов с упругим полем дислокации по данным внутреннего трения составляет 0,2 эВ, что значительно меньше энергии связи дислокации с точечными дефектами для исходного состояния. При таком распределении точечных дефектов, когда уменьшается длина подвижного дислокационного сегмента, ограниченного слабыми точками закрепления, вполне возможно снижение энергии образования двойных перегибов [28], что экспериментально проявляется в увеличении угла наклона кривой $Q^{-1}(\gamma)$ при $\gamma > \gamma_{кр}$, снижении предела текучести и отсутствии эффекта радиационного охрупчивания.

Для нахождения напряжения работы источников дислокаций (например, источников Франка-Рида) используем величину $\rho_N \cdot L_N^3$, определяемую из кривых $Q^{-1}(\gamma)$, перестроенных в координатах Гранато-Люкке $\ln Q^{-1} \gamma = f(l/\gamma)$. Поскольку плотность дислокаций (ρ_N) при указанных флюенсах облучения увеличиваться не может, то рост параметра $\rho_N \cdot L_N^3$ является следствием увеличения L_N , и, таким образом, стартовые напряжения работы потенциальных источников Франка-Рида снижаются ($\sigma_{ф-р} \sim \sigma_b/L_N$).

Следовательно, полученные данные свидетельствует о том, что в результате облучения электронами до флюенса 10^{19} эл./см² формируется структура, характеризующаяся повышенным уровнем микротекучести (благодаря образованию двойных перегибов) и макротекучести (из-за снижения напряжения работы источника Франка-Рида).

Отметим, что аналогичный эффект разупрочнения после облучения электронами наблюдался также в α -Fe и Nb [28–30]. Процесс разупрочнения авторы этих работ объясняют исходя из рассмотрения характера движения винтовых дислокаций через комбинированное поле потенциала Пайерлса и комплексов радиационных точечных дефектов. Взаимодействие между винтовой дислокацией и полем напряжений от точечного препятствия может привести к появлению момента сил на винтовой дислокации. Эти дополнительные силы облегчают зарождение двойного перегиба в окрестности деформационного центра от радиационных дефектов. Приведенная модель находится в соответствии с экспериментальными данными, полученными в настоящей работе при анализе структурных параметров стали 15X2МФА, облученной до флюенса 10^{19} эл./см².

Полученные данные показывают, что облучение до флюенса 10^{19} эл./см² стали 15X2МФА приводит к созданию короткопетлевого спектра дислокаций со сниженной энергией связи радиационных комплексов с дислокациями от 0,8 до 0,2 эВ. В результате наблюдаемые разупрочнение и отсутствие эффекта радиационного охрупчивания могут быть обусловлены облегчением образования двойного перегиба на дислокационном сегменте в поле напряжений, создаваемых комплексами радиационных дефектов, и уменьшением напряжения работы источника Франка-Рида.

3.2. ВЛИЯНИЕ НА РАДИАЦИОННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ, ФОРМИРУЮЩЕГОСЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО УЗВ

3.2.1. На рис. 4 и 5 представлены температурные зависимости относительного удлинения (δ), предела текучести (σ_s) и предела прочности (σ_b) образцов из стали 15X2МФА в исходном состоянии и после УЗВ. Видно, что предварительное УЗВ вызывает увеличение пластичности в области температур испытаний ниже 200 К. При этом в области высоких и низких температур значения пределов текучести и прочности снижаются (так, например, относительный эффект разупрочнения достигает при $T_{исп} = 77$ К для $\sigma_s - 26\%$, а для $\sigma_b - 15\%$). Об увеличении запаса пластичности стали 15X2МФА в результате УЗВ свидетельствуют также данные динамических испытаний на ударную вязкость (табл. 3) и результаты изучения различий в элементах микрорельефа излома образцов.

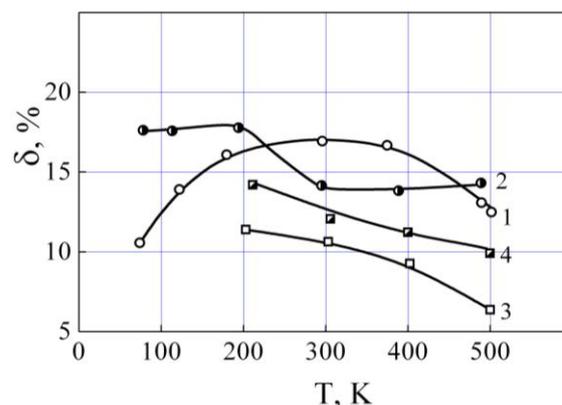


Рис. 4. Температурная зависимость относительного удлинения стали 15X2МФА в состоянии поставки (1); после УЗВ (2); после электронного облучения (3); после предварительного УЗВ и последующего электронного облучения (4)

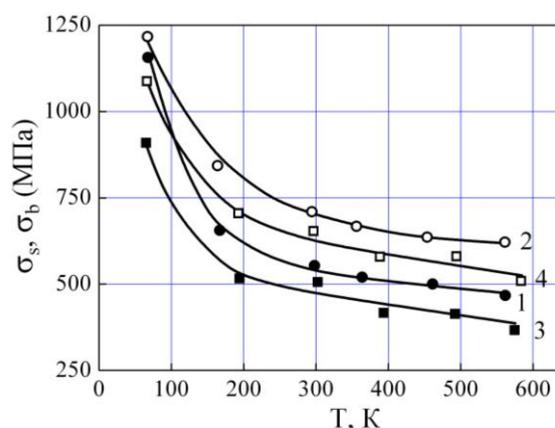


Рис. 5. Температурная зависимость предела текучести и предела прочности стали 15X2МФА в состоянии поставки (1 и 2) и после УЗВ (3 и 4)

Таблица 3
Значения ударной вязкости стали 15X2МФА после различных видов обработок ($T_{исп} = 220$ К)

Вид обработки	$a_{и}$, кГМ/см ²
Исходное состояние	5,5
Электронное облучение	3,3
УЗВ	6,8
УЗВ + электронное облучение	6,5

Если излом исходных образцов после испытаний в области 220 К характеризуется в основном хрупким сколом с ручьистым узором, то в образцах, прошедших предварительное УЗВ, наряду с хрупкой составляющей имеются элементы вязкого разрушения в виде «чашек» разной величины и энергоёмкости (рис. 6). При более высоких температурах испытания в изломе озвученных образцов элементы вязкой составляющей присутствуют в большем количественном соотношении, чем в образцах поставки. Кроме того, после УЗВ внутри зерен появляются включения, тормозящие и изменяющие направление движения трещин.

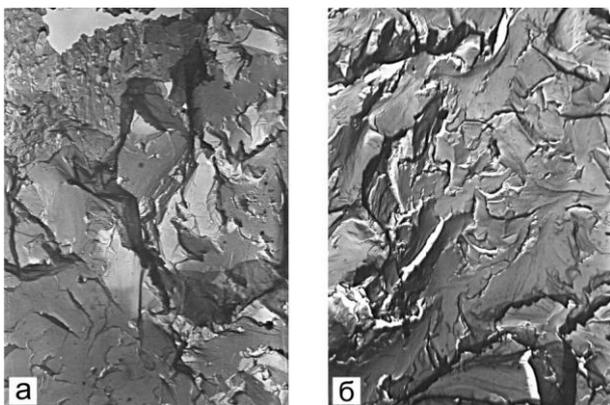


Рис. 6. Характер излома образцов стали 15X2МФА после испытаний при 220 К:
а – исходное состояние; б – после УЗВ (x 3000)

Обращает на себя внимание существенное изменение дислокационной структуры стали 15X2МФА в результате УЗВ: ячейки освобождаются от дислокаций, а границы ячеек становятся более равновесны и упорядочены (см. рис. 1). При этом в некоторых случаях наблюдается выпадение дисперсных карбидов (выделения размером 300...600 Å), а изменения размеров ячеек практически не происходят. Таким образом, используемый в работе режим УЗВ оказывает влияние на фазовый состав только в микрообъемах и существенное влияние на дислокационную структуру ферритной фазы, занимающей основной объем сплава. Как известно, при УЗВ в металлах и сплавах происходит генерация вакансий, что интенсифицирует развитие диффузионных процессов и приводит к фазовым превращениям [11]. В связи с этим представлялось необходимым, наряду с определением механических свойств, исследовать изменения фазового состава, формы и размеров отдельных структурных составляющих. Проведенный металлографический анализ не дал качественных различий структуры до и после УЗВ, а электронная микроскопия показала влияние УЗВ на фазовый состав только в микрообъемах, что проявилось в появлении карбидных включений малого размера.

Для стали марки 15X2МФА УЗВ оказало аналогичное влияние на механические характеристики и структуру, что и для стали марки 15X2МФА. Так, значения ударной вязкости a_H

образцов Шарпи из стали 15X2МФА после УЗВ выше, чем для образцов в состоянии поставки (рис. 7).

При этом выдержка образцов из сталей 15X2МФА и 15X2МНФА в температурно-временных условиях УЗВ не оказала влияния на значения механических характеристик. Следует подчеркнуть, что для структурного состояния стали 15X2МНФА после УЗВ также характерно возрастание числа субзерен, свободных от дислокаций, с более равновесными границами фрагментов, причем, в ряде случаев наблюдается испускание дислокаций от карбидных выделений. Это свидетельствует о реализации при УЗВ процессов микропластической деформации, снижающих неоднородность полей напряжения на границах раздела карбид-матрица.

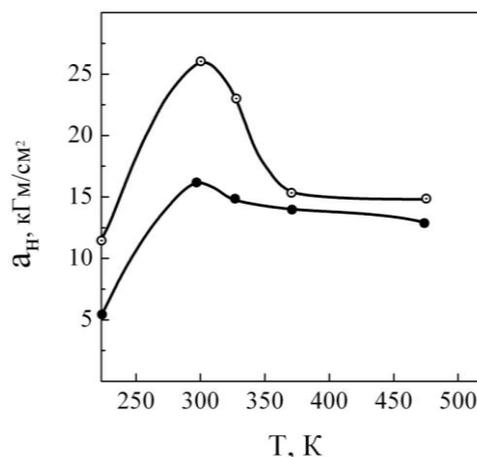


Рис. 7. Температурная зависимость ударной вязкости стали 15X2МНФА в состоянии поставки (●) и после УЗВ (○)

Сопоставление и анализ рентгенограмм материала в состоянии поставки и после УЗВ показали, что в результате УЗВ снижается величина микроискажений, которая определяется вариацией параметра ширины дифракционной линии ($\Delta d/d$), и соответственно уровень внутренних напряжений (табл. 4). Так как микроискажения определяются в основном количеством линейных дефектов, то можно заключить, что при УЗВ реализуются процессы уменьшения их плотности.

Таблица 4

Данные рентгеноструктурного анализа стали 15X2МНФА

Вид обработки	$\Delta d/d$, линия (110)	$\Delta d/d$, линия (220)	σ , МПа по линии (110)	σ , МПа по линии (220)
Исходное состояние	0,0024	0,0023	504	483
После УЗВ	0,00139	0,0014	292	294

В соответствии с полученными данными ТЭМ и рентгеноструктурного анализа находятся результаты измерения удельного электросопротивления (ρ) образцов из стали 15X2МНФА (табл. 5). Из таблицы

следует, что в результате УЗВ значения ρ уменьшаются по сравнению с электросопротивлением материала в состоянии поставки.

Таблица 5
Удельное электросопротивление образцов
стали 15Х2МНФА

Вид обработки	$\rho \cdot 10^7, \text{ Ом} \cdot \text{ м}$	
	300 К	77 К
Состояние поставки	2,795	1,761
После УЗВ	2,708	1,719

Полученные данные структурных исследований позволяют заключить, что наблюдаемые после УЗВ эффекты пластификации и разупрочнения стали 15Х2МНФА можно связать, в основном, с изменениями дислокационной структуры ферритной фазы, занимающей основной объем сплава.

Рассмотрим возможный механизм наблюдаемой перестройки дислокационной структуры стали при УЗВ с амплитудой напряжения ниже порогового значения исходя из особенностей динамики поведения дислокаций в поле ультразвуковых колебаний. Согласно [31], при знакопеременном нагружении появляется сила, действующая на точку закрепления дислокаций, составляющая которой вдоль исходной дислокационной линии определяется выражением:

$$F = \frac{b\sigma^2}{8c}(l_1^2 - l_2^2),$$

где l_1 и l_2 – длины дислокационных сегментов; c – линейное натяжение дислокаций ($c = Gb^2/2$); σ – приложенное напряжение; b – вектор Бюргерса.

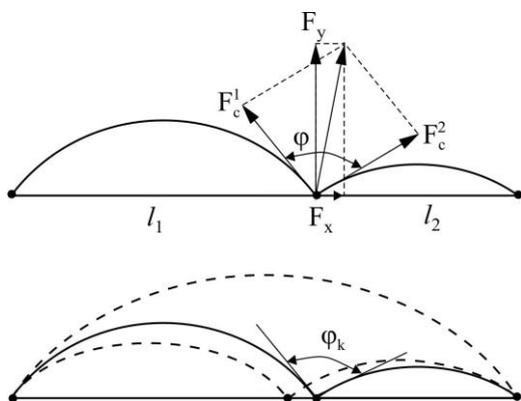


Рис. 8. Дислокационная модель разблокировки дислокаций при УЗВ
(F_c – сила линейного натяжения дислокации)

Появление этой составляющей силы приводит к росту длинных дислокационных сегментов за счет «поедания» коротких. При этом должен измениться угол между касательными в точке закрепления дислокации (φ – угол атаки), благодаря чему появляется вероятность достижения критической ситуации, т. е. когда $\varphi = \varphi_{кр}$ [32], и возможен отрыв дислокаций от точек закрепления (рис. 8). Вследствие реализации такого механизма дислокационная линия оказывается разблокированной, а подвижность дислокаций увеличивается. При длительном циклическом нагружении (экспозиция УЗВ для корпусных сталей 2 ч), а также влиянии полей внутренних напряжений и диффузии дефектов происходит снятие

перенапряжений у концентраторов, которыми являются мощные дислокационные скопления. Таким образом, при УЗВ наблюдается разблокировка дислокационных скоплений, определяющих источники внутренних напряжений, а также очаги разрушения при деформации и места накопления радиационных дефектов. Реализация очистки тела ячеек от дислокаций и, тем самым, создание более равновесного структурного состояния обуславливают эффект пластификации и разупрочнения корпусной стали при последующих испытаниях. Обращает на себя внимание, что наблюдаемое в настоящей работе образование мелкодисперсных карбидных выделений после озвучивания, которое может быть связано с генерацией вакансий при УЗВ [11], способствующих уходу углерода из феррита, также вносит вклад в увеличение запаса пластичности стали 15Х2МНФА.

Описанные выше релаксационные процессы при УЗВ, проявляющиеся в корпусных сталях в виде перестройки дислокационной структуры ферритной матрицы, а также в образовании мелкодисперсных карбидов, оказали существенное влияние на степень НТРО при облучении электронами и нейтронами.

3.2.2. В результате электронного облучения ($E = 225 \text{ МэВ}$, флюенс $1,6 \cdot 10^{18} \text{ эл./см}^2$, $T = 400 \text{ К}$) стали 15Х2МНФА в состоянии поставки происходит эффект НТРО, который проявился в существенном снижении значений относительного удлинения (относительный эффект потери запаса пластичности достигал 20...30%), причем во всем интервале температур испытаний на растяжение (см. рис. 4), а также ударной вязкости при 220 К (см. табл. 3). Прочностные характеристики при этом изменялись в пределах погрешности измерений. Для стали, прошедшей предварительное циклическое высокочастотное нагружение, снижение запаса пластичности при статических и динамических испытаниях, наблюдаемое после электронного облучения, проявилось в меньшей степени (относительный эффект потери запаса пластичности достигал не более 15%), т. е. реализовался эффект подавления степени НТРО (см. рис. 4, табл. 3).

Для выяснения причин наблюдаемых эффектов изменения механических свойств стали 15Х2МНФА были исследованы дислокационные параметры структуры стали после разных видов обработок, примененных в настоящей работе.

Дислокационные параметры определялись из анализа данных измерения АЗВТ $Q^{-1}(\gamma)$. Анализ был проведен в рамках обоснования, изложенного в разд. 3.1 настоящей работы, который позволяет трактовать данные микропластичности из кривых $Q^{-1}(\gamma)$ как следствие взаимодействия точечных препятствий различной мощности с дислокациями, движущимися в процессе измерения АЗВТ.

Было установлено, что напряжения работы источников дислокаций (например, источников Франка-Рида), определяющих характер жестких стопоров и структуру дислокационной сетки с петлей L_N , свидетельствуют о снижении стартовых напряжений источников Франка-Рида для образцов,

прошедших УЗВ и последующее облучение. Этот параметр после облучения стали в исходном состоянии, наоборот, увеличивается на 20%. Следствием описанных данных являются экспериментально наблюдаемые снижение предела текучести и рост пластичности стали после УЗВ по сравнению с исходными, а также сохранение повышенной пластичности у материала, прошедшего УЗВ и облучение, по сравнению с материалом, который перед облучением не подвергался УЗВ.

Таким образом, формирующаяся при УЗВ структура обуславливает меньшую потерю пластичности, связанную с закреплением дислокаций в условиях облучения комплексами вакансия–атом примеси. Кроме того, источником пластичности могут быть мелкодисперсные карбиды, вносящие искажения из-за несоответствия параметров матрицы и выделений. Радиационные дефекты, накапливающиеся в полях напряжений от карбидов, в свою очередь, увеличивают степень некогерентности их границ и, как следствие, вызывают релаксацию межфазных напряжений, что является дополнительным каналом подавления степени НТРО.

3.2.3. НТРО стали 15Х2МНФА, а также влияние на ее уровень предварительного высокочастотного механического нагружения проявились и в случае реакторного облучения ($E > 1,15$ МэВ, флюенс $4 \cdot 10^{19}$ нейтр./см², $T = 380$ К) при динамических испытаниях материала. В табл. 6 приведены значения ударной вязкости образцов Шарпи стали 15Х2МНФА после различных обработок.

Таблица 6

Вид обработки	a _n , МПа		
	300 К	400 К	500 К
Исходное состояние	158	148	129
Нейтронное облучение	2,0	4,0	26
УЗВ+нейтронное облучение	23	29	71

Из этой таблицы следует, что снижение значений ударной вязкости после облучения для образцов, предварительно прошедших УЗВ, проявилось в меньшей степени. Фрактографический анализ показал, что облучение нейтронами приводит к смене механизма разрушения при ударных испытаниях ($T = 326$ К). Если после нейтронного облучения наблюдается хрупкое разрушение, преимущественно сколом, со следами пластической деформации в виде гребней отрыва и небольших ямок, то в изломе образцов, прошедших перед облучением УЗВ, элементов вязкой составляющей значительно больше.

Обращает на себя внимание, что наблюдаемый эффект НТРО сопровождается радиационным упрочнением материала, причем оно меньше на образцах, предварительно прошедших УЗВ (табл. 7). Отметим, что выдержка исходных образцов в температурно-временных условиях облучения

(380 К, 1000 ч) практически не повлияла на уровень свойств.

Таким образом, формирование в стали 15Х2МНФА при УЗВ более однородного фона внутренних напряжений за счет уменьшения мощности дислокационных скоплений и эффективности концентраторов напряжений на границах раздела карбид–матрица обуславливает то, что после нейтронного облучения такой структуры степень локализации деформации и образование трещин при последующих испытаниях снижаются.

Таблица 7

Твердость стали 15Х2МНФА после различных видов обработок

Вид обработки	H _v , МПа	H _ц , МПа
Исходное состояние	2390	2570
Нейтронное облучение	3130	3490
УЗВ+нейтронное облучение	2800	2650

3.3. ВЛИЯНИЕ СОВМЕСТНОГО СОЧЕТАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОГО И РАДИАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЙ (АКУСТИКО-РАДИАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ) НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15Х2МФА

Описанный выше режим предварительного УЗВ на корпусные стали, обеспечивший подавление степени НТРО, был применен непосредственно в процессе облучения стали 15Х2МФА высокоэнергетичными электронами с $E = 225$ МэВ. Совместное сочетание УЗВ и облучения (акустико-радиационное воздействие – АРВ) осуществляли по схеме, приведенной на рис. 9. После завершения периодического включения ультразвуковых колебаний (40 импульсов по 60 мин) в процессе набора дозы образцы испытывались на растяжение.

В табл. 8 приведены механические характеристики стали 15Х2МФА после облучения в поле ультразвуковых механических колебаний.

Из таблицы следует, что в результате АРВ наблюдается повышение эффекта радиационного упрочнения и сохранение характеристик пластичности на уровне облученного материала ($\Delta\sigma_s/\sigma_s$, % – относительный эффект изменения предела текучести). Отметим, что поскольку используемый режим УЗВ обеспечивал, как показано выше, релаксационные процессы и разупрочнение материала, то при облучении в ультразвуковом поле достигается упрочнение, превышающее по величине радиационное упрочнение.

Наблюдаемая неаддитивность упрочнения при АРВ определяется спецификой взаимодействия дислокаций, осциллирующих в поле циклических напряжений, и точечных дефектов, генерируемых облучением. Проявление такой специфики рассмотрим исходя из феноменологических представлений о поведении дислокаций в поле ультразвуковых напряжений.

Механические свойства стали 15X2МФА после различных видов воздействий ($T_{\text{исп}} = 500 \text{ K}$)

Вид воздействия	δ , %	σ_s , МПа	$\Delta\sigma_s/\sigma_s$, %	Примечание
Состояние поставки	12,4	450	0	E = 225 МэВ, флюенс $1,6 \cdot 10^{18}$ эл./см ² , T = 400 K
УЗВ	12	432	-4	
Электронное облучение	7	490	10	
Совместное сочетание электронного облучения и УЗВ (АРВ – акустико-радиационное воздействие)	7,1	547	21,5	

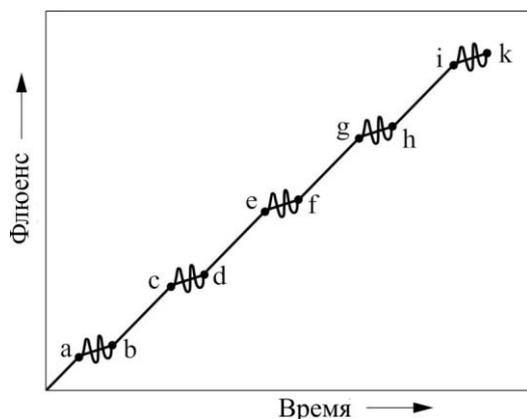


Рис. 9. Схема АРВ (в точках a, c, e, g, i – включение ультразвуковых колебаний в процессе облучения; в точках b, d, f, h, k – выключение ультразвуковых колебаний)

Известно, что дислокации при УЗВ совершают вынужденные колебания, смещаясь при этом на $10 \dots 100 b$ (b – вектор Бюргерса). Такие смещения, искажая решетку и создавая вокруг себя поля напряжений, могут захватывать смещенные атомы и вакансии, поставляемые облучением. Причем, этот процесс происходит гораздо раньше, чем многие из этих дефектов аннигилируют или коагулируют. Следовательно, при совместном сочетании УЗВ и облучения, вследствие колебательного движения дислокаций, увеличивается эффективность захвата дислокациями наведенных точечных дефектов. В работе [33] сделана теоретическая оценка подобного процесса и приводится выражение для меры этого увеличения:

$$\frac{\Delta\rho_B}{\rho_B} = \frac{\alpha}{b} \ln \frac{R}{e},$$

где $\Delta\rho_B$ – дополнительная плотность барьеров, обусловленная облучением в процессе знакопеременного механического нагружения материала; α – амплитуда колебания дислокации; R – эффективный радиус дислокационной «трубки». Повышение степени взаимодействия точечных дефектов радиационного происхождения с осциллирующими в поле ультразвука дислокациями увеличивает их закрепление, что, как следствие, проявляется в аномальном росте предела текучести.

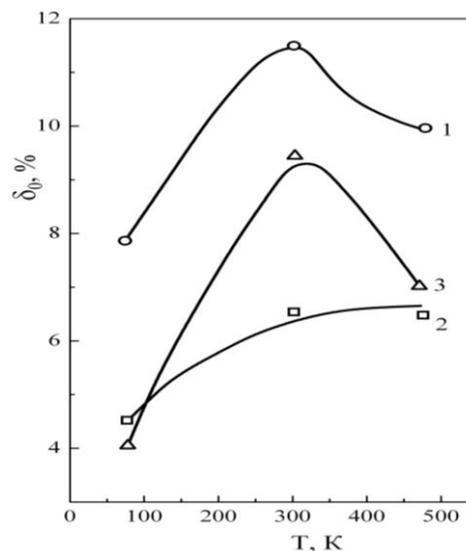


Рис. 10. Температурная зависимость относительного удлинения стали 15X2МФА: 1 – в состоянии поставки; 2 – после электронного облучения до доз $2,5 \cdot 10^{20}$ эл./см² и 3 – после последующего УЗВ

Осуществление УЗВ с допороговыми амплитудами напряжений на предварительно облученную электронами до больших флюенсов ($4 \cdot 10^{20}$ эл./см²) сталь 15X2МФА привело к снижению радиационного охрупчивания, причём в большей степени пластификация облученного материала после УЗВ проявилась при комнатной температуре испытаний (рис. 10).

Полученные результаты по совместному сочетанию УЗВ и облучения позволяют полагать, что протекание релаксационных процессов непосредственно в облученных материалах под действием механической и термической активации представляет самостоятельный интерес и требует дополнительных экспериментальных и теоретических исследований.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные в настоящей работе экспериментальные данные позволяют заключить, что реализация структурного подхода в методах подавления степени НТРО материалов корпусов реактора лежит в оптимизации процессов релаксации внутренних напряжений и управлении характером накопления и перераспределения дефектов радиационного происхождения.

В результате изучения релаксационных процессов при УЗВ в корпусных сталях 15X2МФА и 15X2МНФА установлено, что основными структурными перестройками, определяющими степень снижения эффекта НТРО при последующем облучении высокоэнергетическими электронами ($E = 225$ МэВ, флюенс $1,6 \cdot 10^{18}$ эл./см², $T = 400$ К) или нейтронами ($E > 1,15$ МэВ, флюенс $4 \cdot 10^{19}$ нейтр./см², $T = 380$ К), являются: очистка объема ячеек от дислокационных скоплений и образование мелкодисперсных карбидов.

Показано, что при осуществлении совместного сочетания электронного облучения и УЗВ (АРВ) достигается неаддитивный уровень упрочнения, что обусловлено увеличением эффективности захвата точечных дефектов радиационного происхождения дислокациями, колеблющимися в поле высокочастотных циклических напряжений.

Дальнейшее совершенствование способов, направленных на подавление эффекта НТРО, требует развития фундаментальных исследований этого явления, что возможно при комплексном изучении влияния различных факторов (характера дефектной структуры, химического и фазового составов сталей, условий и режимов облучения и др.) на изменение физических и механических свойств материалов корпусов ядерных энергетических установок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. А.Д. Амаев, И.В. Горынин, В.А. Николаев. *Радиационное повреждение стали корпусов водородных реакторов*. М.: «Энергоиздат», 1981, 192 с.
2. Дж.Р. Хоуторн. Радиационное охрупчивание. // *Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов*. М.: «Металлургия», 1988, с. 423-480.
3. А.Д. Амаев, А.М. Крюков, И.М. Неклюдов и др. *Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов*. Санкт-Петербург: «Политехника», 1997, 312 с.
4. И.М. Неклюдов. Состояние и проблемы материалов атомных реакторов Украины // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение» (81)*. 2002, №3, с. 3-10.
5. П.А. Платонов, Я.И. Штромбах, Ю.А. Николаев. Анализ состояния металла корпусов действующих реакторов ВВЭР // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение» (82)*. 2002, №6, с. 3-12.
6. В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов. *Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов*. Киев: «Наукова думка», 2006, 375 с.
7. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов, П.А. Платонов, А.М. Крюков, А.Д. Амаев. Проблема радиационного охрупчивания корпусов реакторов ВВЭР-1000 и пути ее решения // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1977, в. 1(65), 2(66), с. 119-122.
8. J.R. Hawthorne, H.E. Watson, F.J. Loss. *Conf. Effects Rad. Mat. 10th ASTM STP 725: American Society of Testing and Materials*. Philadelphia, Pennsylvania, 1981, p. 63-75.
9. А.Д. Амаев, А.М. Крюков, М.А. Соколов, В.А. Николаев, В.И. Баданин. Исследование процессов восстановления механических свойств облученных корпусных сталей при отжиге // *Радиационное материаловедение. Труды Международной конференции по радиационному материаловедению, Алушта, 22-25 мая 1990 г.* Харьков, 1990, т. 4, с. 25-33.
10. L. Belyaeva, A. Orichenko, C. Petersen, V. Rybin. Postirradiation thermocyclic loading of ferritic-martensitic structural materials // *Nucl. Mater.* 1999, v. 271, 272, p. 151-154.
11. А.В. Кулемин. *Ультразвук и диффузия в металлах*. М.: «Металлургия», 1978, 198 с.
12. И.А. Гиндин, О.И. Волчок, И.М. Неклюдов. Влияние ультразвукового облучения на развитие процесса двойникования в кадмии // *ФТТ*. 1972, т. 15, в. 11, с. 3245-3247.
13. И.А. Гиндин, О.И. Волчок, И.М. Неклюдов. Релаксация внутренних напряжений в кремнистом железе под действием ультразвуковых колебаний // *ФТТ*. 1975, т. 17, в. 3, с. 655-657.
14. В.К. Аксёнов, О.И. Волчок. Структурные изменения в никеле после ультразвукового воздействия с допороговыми амплитудами в жидком гелии // *ФТТ*. 1982, т. 24, в. 10, с. 3125-3228.
15. И.А. Гиндин, О.И. Волчок, Л.А. Чиркина, А.Л. Донде. Влияние ультразвукового воздействия на рекристаллизацию ванадия, деформированного двойникованием // *ФТТ*. 1984, т. 26, в. 6, с. 1834-1837.
16. Л.А. Чиркина, О.И. Волчок, С.Д. Лавриненко, В.С. Оковит. Влияние ультразвукового воздействия и отжига на температуру сверхпроводящего перехода деформированного ниобия // *ФТТ*. 1986, т. 28, в. 11, с. 3512-3514.
17. О.И. Волчок, Г.Н. Малик, В.С. Оковит, Л.А. Чиркина. Исследование ультразвуковой релаксации в сплаве ниобий-титан // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Ядерно-физические исследования»*. 1989, в. 7(7), с. 40-42.
18. В.К. Аксёнов, И.Ф. Борисова, О.И. Волчок, А.Л. Донде. Влияние ультразвукового воздействия на термическое разупрочнение деформированного циркония // *УФЖ*. 1989, т. 34, №9, с. 1415-1417.
19. О.И. Волчок, И.М. Неклюдов, В.И. Соколенко. Релаксационные процессы и модификация физико-механических свойств конструкционных материалов в результате ультразвуковых и магнитных воздействий // *Сб. материалов 51 Международной конференции «Актуальные проблемы прочности»*. Харьков, 2011, с. 8.
20. О.И. Волчок, А.В. Пахомов, В.И. Соколенко, Н.А. Черняк. Релаксационные процессы в стали 06X16H15M3B при ультразвуковом воздействии // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2013, т. 35, в. 2, с. 259.
21. В.И. Соколенко, А.В. Пахомов, О.И. Волчок, Н.А. Черняк, В.С. Оковит, В.В. Калиновский.

Процессы микропластичности при высокочастотном механическом нагружении аустенитной стали с остаточным мартенситом // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2015, №2(96), с. 154-157.

22. Автор. свид. 647595 (СССР). *Установка для деформирования кристаллических материалов при ультразвуковом воздействии* / И.Ф. Гиндин, О.И. Волчок, Г.Н. Малик, И.М. Неклюдов. Бюл. изобр. 1979, №6.

23. С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. *Рентгенографический и электронно-оптический анализ*. М.: «Металлургия», 1970, с. 324.

24. М. Томпсон. *Дефекты и радиационные повреждения в металлах*. М.: «Мир», 1971, с. 329-341.

25. М.А. Криштал, С.А. Головин. *Внутреннее трение и структура металлов*. М.: «Металлургия», 1976, 375 с.

26. Л.Х. Коттрелл. *Дислокации и пластическое течение в кристаллах*. М.: «Металлургиздат», 1958, 267 с.

27. И.А. Гиндин, В.С. Оковит, Л.А. Чиркина. Влияние вида деформации и облучения на параметры дислокационной структуры кремнистого железа в интервале 20-500 °С // *ФММ*. 1980, т. 49, в. 6, с. 1280-1290.

28. A. Sato, M. Meshii. Solid Solution softening and Solid Solution hardening // *Acta Met.* 1973, v. 21, N 6, p. 753-768.

29. A. Sato, T. Mifune, M. Meshii. Irradiation softening in pure iron single crystals // *Phys. Status. Solidi A*. 1973, v. 60, N 2, p. 699-709.

30. J. Nagakawa, M. Meshii, B. Loomis. Effect of electron irradiation on the low temperature deformation of niobium // *Scr. Met.* 1979, v. 13, N 4, p. 241-244.

31. Ч. Бауэр, К. Ямафуджи. *Актуальные вопросы теории дислокаций*. М.: «Мир», 1968, 198 с.

32. V.D. Natsik, A.I. Osetskii, V.P. Soldatov. The influence of quantum effect on the low-temperature creep of zinc crystals // *Phys. Stat. Sol. B*. 1972, v. 54, p. 99-111.

33. W.V. Green, I. Weertman. Increased efficiency of a dislocation line as a sink for vacancies when it jscilates // *Radiat. Eff.* 1974, v. 22, N 1, p. 9-13.

Статья поступила в редакцию 11.01.2017 г.

ВПЛИВ УЛЬТРАЗВУКОВОЇ ДІЇ НА РЕЛАКСАЦІЙНІ ПРОЦЕСИ І РАДІАЦІЙНЕ ОКРИХЧЕННЯ В КОРПУСНИХ СТАЛЯХ

V.M. Voyvodin, O.I. Volchok, L.S. Ozhigov, V.S. Okovit, L.A. Chirkina

Приводяться результати, отримані в ННЦ ХФТІ, з дослідження фізичної природи радіаційного окрихчення сталей феритного класу, які використовуються в корпусах реакторів ВВЕР, і впливу ультразвукової дії на процеси структуроутворення та релаксацію внутрішніх напружень у корпусних сталях, що забезпечують зниження ступеня радіаційного окрихчення при опроміненні електронами ($E = 225 \text{ MeV}$, флюенс $1,6 \cdot 10^{18} \text{ ел./см}^2$) і нейтронами ($E > 1,15 \text{ MeV}$, флюенс $4 \cdot 10^{19} \text{ нейтр./см}^2$).

THE EFFECT OF ULTRASONIC ACTION ON RELAXATION PROCESSES AND IRRADIATION EMBRITTLEMENT IN REACTOR VESSEL STEELS

V.N. Voyevodin, O.I. Volchok, L.S. Ozhigov, V.S. Okovit, L.A. Chirkina

Results are reported from NSC KIPT studies on the physical nature of irradiation embrittlement of ferritic steels used in WWER reactor vessels. Comprehensive data are given for the ultrasonic exposure effects on the processes of structure formation and internal stress relaxation in vessel steels, which provide the reduction in embrittlement caused by irradiation with electrons ($E = 225 \text{ MeV}$, fluence $1.6 \cdot 10^{18} \text{ el./cm}^2$) and neutrons ($> 1.15 \text{ MeV}$, fluence $4 \cdot 10^{19} \text{ n/cm}^2$).