

Овчинников Илья Игоревич

Ovchinnikov Ilya Igorevich

Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А.

Доцент/docent

05.23.17 Строительная механика

E-Mail: bridgear@mail.ru

Овчинников Игорь Георгиевич

Ovchinnikov Igor Georgievich

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Профессор/professor

05.23.17

E-Mail: bridgesar@mail.ru

Богина Маргарита Юрьевна

Bogina Margarita Yurievna

Балашовский институт (филиал) Саратовского государственного университета

имени Н.Г. Чернышевского

Аспирант/aspirant

05.23.17

E-Mail: Voginam@mail.ru

Матора Алексей Викторович

Matora Alexey Victorovich

НИИ имени Герсеванова

Старший научный сотрудник

senior research associate

05.23.17

E-Mail: mts@forpost.ru

Влияние радиационных сред на механические характеристики материалов и поведение конструкций (обзор)

**Influence of radiation environments on mechanical characteristics of materials and
behavior of constructions (review)**

Аннотация: Приводятся и анализируются экспериментальные данные о влиянии радиационного облучения на механические свойства сталей и сплавов (диаграмму деформирования, модуль упругости, предел текучести, предел прочности, ползучесть и длительную прочность). Особо обращается внимание на наличие радиационного распухания и влияние вида напряженного состояния на ползучесть и длительную прочность материалов в условиях радиационного облучения. Рекомендуются учитывать указанные эффекты при построении моделей деформирования и разрушения материалов и конструкций в условиях радиационного облучения.

The Abstract: Experimental data about influence of radiation exposure on mechanical properties of steel and alloys (the deformation chart, the elasticity module, a fluidity limit, strength, creep and long durability) are brought and analyzed. The attention to existence of radiation swelling and influence of a type of a tension on creep and long durability of materials in the conditions of radiation exposure is especially paid. It is recommended to consider the specified effects at creation of models of deformation and destruction of materials and designs in the conditions of radiation exposure.

Ключевые слова: Радиация, доза облучения, механические свойства, радиационное распухание, ползучесть, длительная прочность, вид напряженного состояния.

Keywords: Radiation, radiation dose, mechanical properties, radiation swelling, creep, long durability, type of a tension.

Введение

Многие конструктивные элементы из металлических материалов, бетона, железобетона, различных сплавов, композитов в процессе эксплуатации могут подвергаться воздействию радиационных сред. Радиационные среды, как показывают результаты экспериментов, могут приводить к изменению механических свойств материалов и в результате, к изменению поведения конструкций из них. То есть, в конечном счете, под влиянием радиационных сред происходит изменение напряженно-деформированного состояния нагруженных элементов конструкций, приводящее к сокращению их срока службы.

В настоящее время многие конструкции (находящиеся в зоне действия последствий аварии на Чернобыльской АЭС, несущие конструкции ядерных реакторов, конструкции могильников и хранилищ, служащих для складирования отработанного топлива и захоронения других радиоактивных отходов) работают в условиях воздействия радиационных полей и поэтому к ним должно предъявляться требование сохранения достаточной прочности и долговечности материалов и конструкций из них в течение определенного периода эксплуатации.

Для прогнозирования поведения конструкций с целью обеспечения их требуемой долговечности в условиях воздействия радиационных сред необходимо иметь модели деформирования и разрушения конструкций с учетом деструктирующего воздействия радиационных факторов, а также экспериментальные данные для идентификации и верификации построенных моделей. Поэтому в настоящей работе приводится подборка экспериментальных данных по влиянию радиационных сред на материалы.

1. Особенности воздействия радиационных сред на материалы конструкций и характеристики этого воздействия

Начиная со времени широкого использования ядерных установок в нашей стране и за рубежом проводятся достаточно обширные исследования процессов, происходящих в материалах под воздействием радиации, исследования радиационной стойкости ряда материалов, то есть влияния радиации на кинетику и величину изменения их механических характеристик.

В России таким исследованиям посвящены труды советских учёных А.Н. Комаровского, Д.Л. Бродера, В.Н. Логунова, С.Т. Конобеевского, а за рубежом Б. Прайса, И. Кларка, М. Роквелла, З. Аблевича. Отметим также авторов более поздних работ: А.Д. Амаева, Б.Б. Второва, Н.Г. Гусева, А.В. Дубровского, В.Б. Дубровского, В.Н. Кисилевского, В.А. Климанова, Е.В. Королева, В.П. Машковича, А.М. Паршина, Г.С. Писаренко, А.П. Прошина, А.П. Суворова, А.Н. Тихонова, А.Д. Штромбаха.

Так как из многих видов радиационных ионизирующих излучений только нейтронное приводит к изменению свойств материалов, то, в основном, внимание уделим нейтронному излучению и под понятием радиационные среды (факторы) или радиационные потоки (воздействия), будем понимать нейтронное облучение.

Эксперименты свидетельствуют, что механические свойства конструкционных материалов ядерных установок и конструкций для захоронения радиоактивных отходов, при определённой дозе радиационного излучения (флюенса нейтронов), изменяются (чаще ухудшаются), а, значит, эти изменения следует отражать в расчетных схемах конструкций., так как неучет этого изменения может привести либо к назначению излишнего запаса прочности (что экономически неэффективно), либо к появлению дополнительных радиационных напряжений и деформаций, что может быть опасным для конструкций.

1.1. Характеристики поля радиационного излучения, действующего на материал конструкций

В качестве характеристик поля ионизирующего излучения могут использоваться либо дифференциальные (локальные) характеристики (зависящие от энергии E и (или) направления движения частиц Ω) и интегральные характеристики (не зависящие от E и Ω).

Наиболее полная информация о поле ионизирующего излучения задается пространственно-временной энергетически-угловой плотностью потока частиц $\varphi(r, t, E, \Omega)$. Величина $\varphi(r, t, E, \Omega)$ представляет собой отношение числа частиц dN с энергией от E до $E+dE$, распространяющихся в направлении и в пределах элементарного телесного угла $d\Omega$ и пересекающих в момент времени t за интервал времени dt элементарную площадку dS в точке r , нормаль к которой совпадает с выбранным направлением распространения частиц Ω , к площади элементарной площадки dS , к интервалу времени dt , к энергетическому интервалу dE и к элементарному телесному углу $d\Omega$:

$$\varphi(r, t, E, \Omega) = dN / (dS dt dE d\Omega) \quad (1)$$

В прикладных задачах используется такая характеристика, как поток энергии этих частиц. Наиболее полная информация о поле задается пространственно-временной энергетически-угловой плотностью потока энергии частиц $I(r, t, E, \Omega) = E\varphi(r, t, E, \Omega)$, которая определяется так же, как $\varphi(r, t, E, \Omega)$, но отличается тем, что она характеризует не число частиц, пересекающих площадку, а энергию, переносимую частицами через эту площадку [1].

Интегрируя $\varphi(r, E, \Omega)$ или $I(r, E, \Omega)$ по энергии можно получить пространственно-угловую плотность потока ионизирующих частиц:

$$\varphi(r, \Omega) = \int_0^{\infty} \varphi(r, E, \Omega) dE \quad (2)$$

или пространственно-угловую плотность потока энергии ионизирующих частиц:

$$I(r, \Omega) = \int_0^{\infty} I(r, E, \Omega) dE \quad (3)$$

Пространственная энергетическая плотность потока ионизирующих частиц определяется выражением:

$$\varphi(r, E) = \int_{4\pi} \varphi(r, E, \Omega) d\Omega \quad (4)$$

Выражение для пространственно-энергетической плотности потока энергии ионизирующих частиц имеет вид :

$$I(r, E) = \int_{4\pi} I(r, E, \Omega) d\Omega \quad (5)$$

Для нахождения пространственного распределения плотности потока ионизирующих частиц $\varphi(r)$ и плотности потока энергии ионизирующих частиц (интенсивности) $I(r)$ имеем выражения:

$$\varphi(r) = \int_{4\pi} \varphi(r, \Omega) d\Omega = \int_0^{\infty} \varphi(r, E) dE \quad (6)$$

$$I(r) = \int_{4\pi} I(r, \Omega) d\Omega = \int_0^{\infty} I(r, E) dE \quad (7)$$

Очевидно, что $\varphi(r, E, \Omega)$, $I(r, E, \Omega)$, $I(r, t, E, \Omega)$, $\varphi(r, t, E, \Omega)$, а также величины (2) – (5) являются дифференциальными, а величины (6), (7) – интегральными.

Плотность потока ионизирующих частиц $\varphi(r)$ представляет собой отношение числа ионизирующих частиц dN , проникших за время dt в элементарную сферу с центром в точке r и площадью центрального сечения dS , к времени dt и площади центрального сечения dS элементарной сферы, то есть:

$$\varphi(r) = dN / (dS \cdot dt) \quad (8)$$

Плотность потока энергии ионизирующих частиц или интенсивность $I(r)$ представляет собой это отношение энергии ионизирующего излучения dW , проникшей за время dt в элементарную сферу с центром в точке r и площадью центрального сечения dS к времени dt и площади центрального сечения dS элементарной сферы [1]:

$$I(r) = dW / (dS \cdot dt) \quad (9)$$

1.2. Характеристики, определяющие эффект радиационного воздействия на материалы и конструкции

Флюенс Φ – равен числу частиц (фотонов) dn , проникших в сферу малого сечения ds , делённому на площадь этого сечения [1, 2]:

$$\Phi = dn / ds. \quad (10)$$

Плотность потока частиц (фотонов) φ - это флюенс частиц $d\Phi$ за малый интервал времени dt , делённый на этот интервал:

$$\varphi = d\Phi / dt \quad (11)$$

Поглощённая доза D – это средняя энергия \overline{dE} , переданная излучением материалу в элементарном объёме, делённая на массу этого объёма материала dm :

$$D = dE / dm \quad (12)$$

Единицей измерения поглощённой дозы (или дозы излучения) является джоуль на килограмм (Дж/кг).

Используются также специальные единицы поглощенной дозы: рад (1 рад = 100эрг/г = 1×10^{-2} Дж/кг = 0,01 Гй); микрорад (1 мкрад = 1×10^{-6} рад); миллирад (1 мрад = 1×10^{-3} рад); килорад (1 крал = 1×10^3 рад); мегарад (1 Мрад = 1×10^6 рад).

Грей – это новая единица поглощенной дозы в системе единиц СИ, Гй; 1 грей равен одному джоулю, поглощенному в килограмме вещества (Дж/кг): 1 Гй = 1 Дж/кг = 100рад.

Мощность поглощённой дозы P – это приращение поглощённой дозы dD за время dt , деленное на это время:

$$P = dD / dt \quad (13)$$

Иногда используется специальная единица измерения мощности поглощённой дозы - рад в секунду (рад/с).

Удельная поглощённая доза δ - это доза, поглощённая при флюенсе Φ , равном 1 частице/см²:

$$\delta = D / \Phi \quad (14)$$

Экспозиционная доза X - это полный заряд dQ ионов одного знака, возникающих в воздухе при полном торможении всех вторичных электронов, которые были образованы фотонами в малом объёме воздуха, делённый на массу воздуха dm в этом объёме:

$$X = dQ / dm. \quad (15)$$

Единица измерения этой дозы – кулон на килограмм (Кл/кг).

Рентген — специальная единица экспозиционной дозы, Р; 1Р=0,285 Кл/кг, Производные единицы: микрорентген (1 мкР=1x10⁻⁶ Р); миллирентген (1 мР=10⁻³ Р); килорентген (1 кР=1x10³ Р), мегарентген (1 МР=10⁶ Р).

Активность радиоактивного вещества A представляет собой число спонтанных ядерных превращений dN в этом веществе за время dt , деленное на это время

$$A = dN / dt \quad (16)$$

В качестве единицы измерения активности используется одно ядерное превращение в секунду, которая в системе единиц СИ называется беккерель, Бк.

Также используется единица измерения активности Кюри (Ку). 1 Ку=3,700 x10¹⁰ ядерных превращений в секунду. Производные единицы: милликюри (1 мКу=1x10⁻³ Ку); микрокюри (1 мкКу=1x10⁻⁶ Ку); нанокюри (1 нКу=1x10⁻⁹); пикокюри (1 пКу=1x10⁻¹² Ку); килокюри (1 кКу=1x10³ Ку); мегакюри (1 Мку=1x10⁶ Ку).

Используется понятие интенсивность излучения, то есть энергия ионизирующего излучения, проникающего в объём элементарной сферы в единицу времени, отнесённая к площади проекции сферы. Для направленного излучения под интенсивностью излучения понимают энергию, переносимую излучением в единицу времени через единицу поверхности, расположенную перпендикулярно к направлению излучения. Единица измерения интенсивности – ватт на квадратный метр (Вт/м²) или мегаэлектронвольт в секунду на квадратный сантиметр МэВ/(с см²), 1 МэВ/(с см²) = 1,6x10⁻⁹Вт/м² [1, 2].

2. Влияние радиационных сред на прочностные и деформационные характеристики металлов и сплавов

Самыми распространёнными из применяющихся в реакторах, не только в качестве облицовочных материалов, но и в качестве материалов конструктивных элемента, являются следующие стали и сплавы: 304, 316, 348 X15H35B3T, X18H22B2T2, X16H15M3Б, Cr18Ni23, Cr20Ni25Mb, причем эти материалы наиболее подвергаются интенсивным радиационным воздействиям. В случае работы в более жёстких условиях применяются сплавы, имеющие бо-

лее высокие механические характеристики: сплав Cr20Ni35, низколегированный сплав хрома ВХ-2К и т.д.

Для армирования радиационно-тепловой защиты, в зависимости от температуры нагрева применяются следующие виды арматуры [3]: до 400 °С – сталь горячекатанная А-1, А-2, сталь марки Ст3; до 500 °С – горячекатанные стали марок 30ХМ, 1Х13, 2Х13; до 600 °С – горячекатанные стали марок Х23Н18, 1Х18Н9Т и 1Х14Н14В2М.

2.1. Эффекты, вызываемые нейтронным облучением и влияющие на работоспособность конструкционных металлов

В [4] отмечается, что изменение свойств конструкционных материалов начинает проявляться при облучении флюенсом нейтронов уже выше 1×10^{18} нейтрон/см². Причем, к основным явлениям, определяющим работоспособность конструкционных материалов в составе ядерных и термоядерных энергетических установок, относятся такие [5]:

1. Высокотемпературное охрупчивание.
2. Низкотемпературное охрупчивание.
3. Радиационная ползучесть.
4. Радиационная хладноломкость.
5. Радиационное распухание.
6. Термическая усталость.
7. Снижение сопротивляемости к коррозионному разрушению.
9. Физическое и химическое распыление.
10. Блистеринг (образование трещин в условиях усталости).

Интерес для прочнистов представляют данные о влиянии облучения на упругие, пластические, прочностные свойства материалов при постоянных и переменных нагрузках, на трещиностойкость, на способность материалов к релаксации напряжений и рассеянию энергии при циклическом деформировании [6].

Влияние нейтронного облучения на механические свойства сталей определяется как режимом самого облучения, так и состоянием структуры сталей. Режимы облучения характеризуются интегральной нейтронной дозой, энергетическим спектром, температурой и средой облучения. На состояние структуры влияют температура испытания, скорость нагружения, вид термомеханической обработки, химический состав сплава. С учетом сказанного оценивать изменение механических свойств в результате облучения следует с учетом всех факторов, сопутствующих облучению и нагружению [7].

2.2. Влияние облучения на диаграмму растяжения и модуль упругости

В [8] отмечается, что напряжение растяжения, измеряемое по кривой в области Людерса, выражает сопротивление деформации лишь в среднем, поэтому для получения «нижнего предела текучести» используется экстраполяция этого участка кривой растяжения к началу течения до пересечения с восходящей ветвью кривой, что показано на рис.1 .

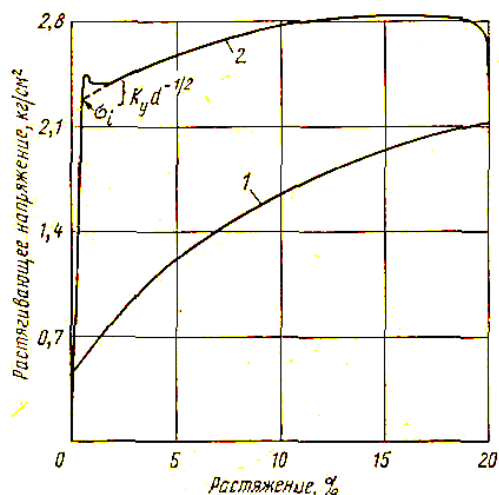


Рис. 1. Диаграмма растяжения меди:

до облучения (1) и после облучения (2) интегральным потоком $1,2 \times 10^{21}$ нейтрон/см²

На рисунках 2 представлены типичные диаграммы растяжения стали 304 после облучения при $T_{обл} = 540 \pm 50^\circ\text{C}$ интегральной дозой $\phi = 1,1 \times 10^{22}$ нейтрон/см² ($E > 0,1$ МэВ), взятые из материалов исследований, проведённых авторами [9].

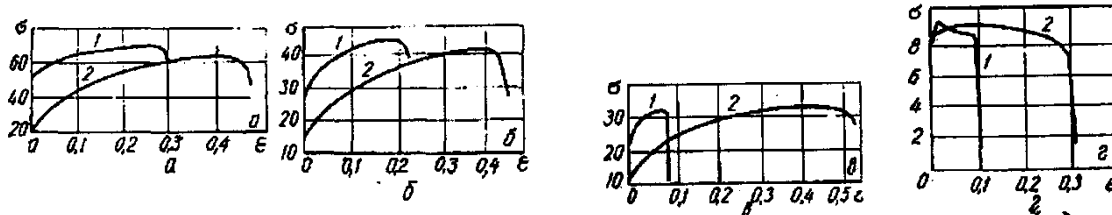


Рис. 2. Зависимости относительного удлинения ϵ (отн. ед.) от напряжения σ (кгс/мм²) при различных температурах испытания T_u для облученной (1) и необлученной (2) стали 304:

а) - $T_u = 20^\circ\text{C}$; б) - $T_u = 480^\circ\text{C}$; в) - $T_u = 600^\circ\text{C}$; г) - $T_u = 815^\circ\text{C}$

Авторы [9] отмечают, что диаграммы растяжения существенно изменяют свою форму в зависимости от температуры испытания. При этом диаграммы, соответствующие растяжению облученных образцов, всегда лежат выше диаграмм образцов в исходном состоянии, а очерчиваемая ими площадь, характеризующая работу деформирования и разрушения, значительно меньше.

Диаграмма деформирования сплава, содержащего 22,3% Cr и 31,6% Ni, в облученном и исходном состояниях для температур 300 и 650°C приводится на рис. 3 [10].

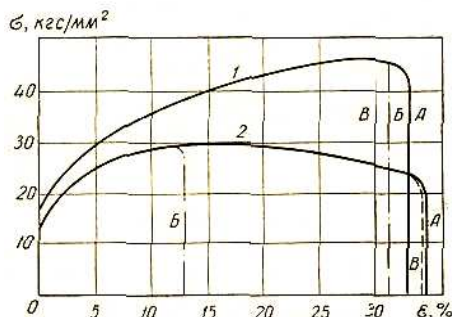


Рис. 3. Диаграммы деформирования сплава типа Cr22Ni32 при температуре 300°C (1) и 650°C (2):

а) исходная, б) облученная ($T_{обл} = 650^\circ\text{C}$, $\phi = 1,4 \times 10^{20}$ нейтрон/см² $E > \text{МэВ}$); в) после термообработки при 650°C в течение 800 часов

Авторы [10] отмечают, что облучение при 650°C не влияет на способность этого сплава к деформационному упрочнению, и потому величина $\sigma_{0,2}$ не изменяется, а предел прочности даже несколько снижается.

У хорошо отожженных металлов радиационное упрочнение оказывается еще большим, что иллюстрируется рис. 4, на котором приведена часть диаграммы растяжения никеля, согласно данным из работы [11] как до, так и после облучения интегральным потоком 10^{20} нейтрон/см² ($E > 1$ Мэв). Видно повышение предела текучести более чем в 10 раз.

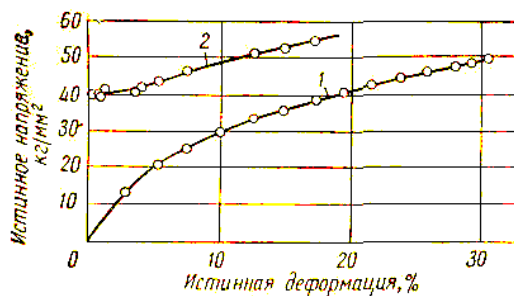


Рис. 4. Диаграмма растяжения никеля до облучения (1) и после облучения (2) интегральным потоком 10^{20} нейтрон/см² ($E > 1$ Мэв)

Покровским Ю.И. [12], исследована зависимость внутреннего трения от амплитуды колебаний медного стержня квадратного поперечного сечения при частоте колебаний в несколько сотен герц и установлено, что величина модуля упругости меди, определяемого при малых амплитудах колебаний, после облучения несколько меньше, чем в необлученной меди (на 2,1%).

Согласно [12, 13] $\sigma_{кр}$ в необлученной меди достигается раньше, чем в облученной, а модуль упругости, может оказаться у необлученной меди ниже, чем соответствующее значение модуля упругости у облученной меди, что иллюстрируется рисунком. 5. В [13] установлено, что модуль упругости молибдена под действием облучения повышается.

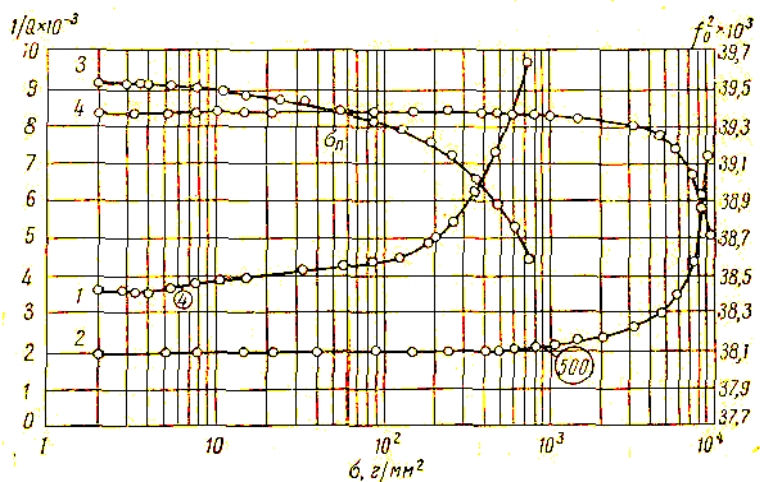


Рис. 5. Изменение внутреннего трения (1,2) и квадрата собственной частоты (3,4) меди в зависимости от амплитуды напряжения до (1, 3) и после (2,4) облучения (цифры у кривых в кружках – значения $\sigma_{кр}$)

2.3. Влияние нейтронного облучения на условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и предел прочности σ_b нержавеющей сталей

Эксперименты показывают, что нейтронное облучение вызывает увеличение условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, изменение предела прочности σ_b и уменьшение характеристик пластичности стали при практически неизменном модуле упругости.

На рис. 6 [14], представлен ход «нижнего предела текучести» (σ_y) облученной меди, как функции нейтронного потока в степени 1/3. Под нижним пределом текучести в этом случае понимается точка начала пропорционального упрочнения, показанная на рис. 1. Заметим, что на рис. 6 приведены кривые, соответствующие трем температурам испытания облученной меди [14], причём оговаривается, что облучение велось при температуре около 100°C.

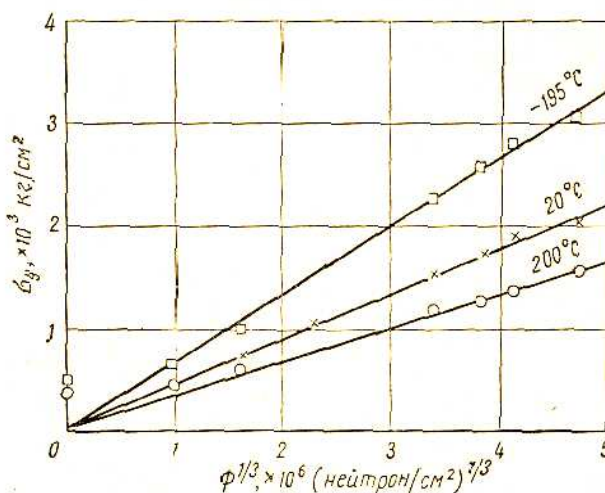


Рис. 6. Зависимость нижнего предела текучести меди (σ_y) от нейтронного потока

В [7] отмечается, что степень увеличения $\sigma_{0,2}$ в результате нейтронного облучения значительно выше, чем σ_b , а иногда определенные условия облучения приводят к практическому равенству этих характеристик.

На рисунке 7 представлен график зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности σ_b стали 304 от интегральной дозы облучения $\phi = 6 \times 10^{21}$ нейтрон/см².

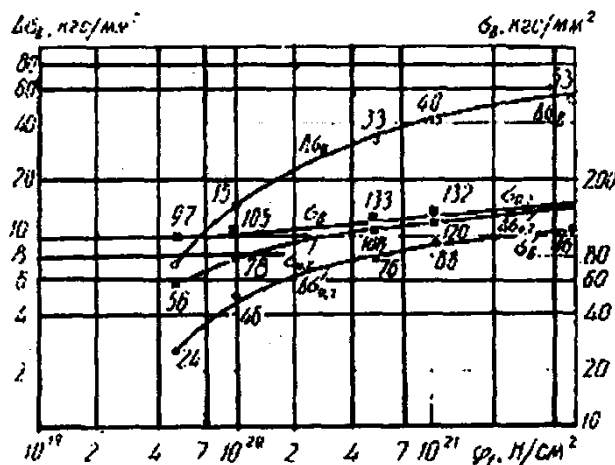


Рис. 7. Зависимость условных пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности σ_b стали 304 от интегральной дозы облучения ϕ ($T_{\text{обл}}=290^\circ\text{C}$, $T_u=20^\circ\text{C}$)

Эксперименты [15, 16, 17] показывают, при облучении с увеличением флюенса нейтронов наблюдается возрастание пределов прочности и текучести. Причем это возрастание тем меньше, чем выше температура облучения, что видно на рис. 8, причем при температурах 650-700°C значение предела прочности σ_b и предела текучести σ_T облученных аустенитных сталей практически не изменяется по сравнению с необлученными материалами (рис. 8).

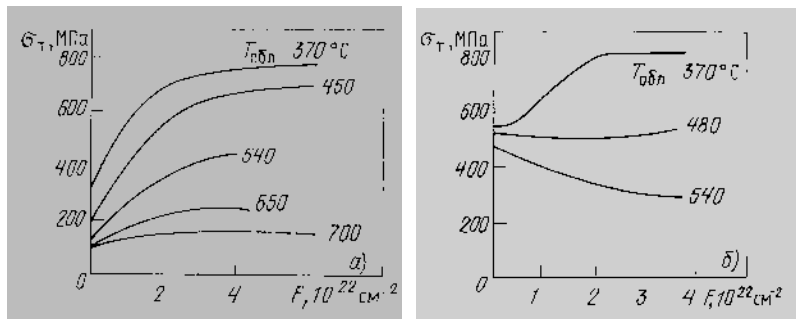


Рис. 8. Изменение предела текучести σ_T аустенитной отожженной стали 304 (а) и холоднодеформированной (20%) 316 (б) в зависимости от флюенса нейтронов ($T_{обн} = T_{исп}$)

Наиболее резкое возрастание σ_b и σ_T происходит при дозах около 15 сна и температурах облучения до 450-500 °C. При дальнейшем накоплении радиационных повреждений темп возрастания снижается, значения σ_b и σ_T сближаются (рис. 9).

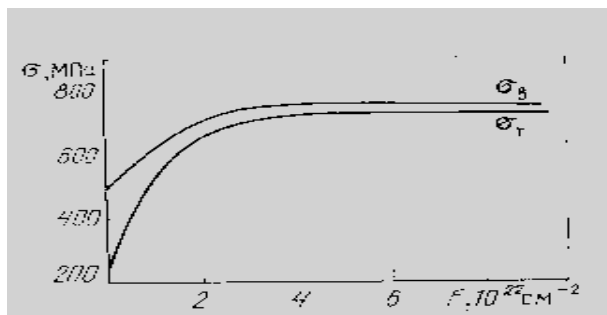


Рис. 9. Влияние облучения на предел прочности σ_b и предел текучести σ_T стали 304 при $T_{обн} = T_{исп} = 370$ °C

Для иллюстрации на рис. 10 приведены зависимости σ_b и $\sigma_{0.2}$ стали 304, облученной при 290°C, от интегральной дозы для различных температур испытаний [18].

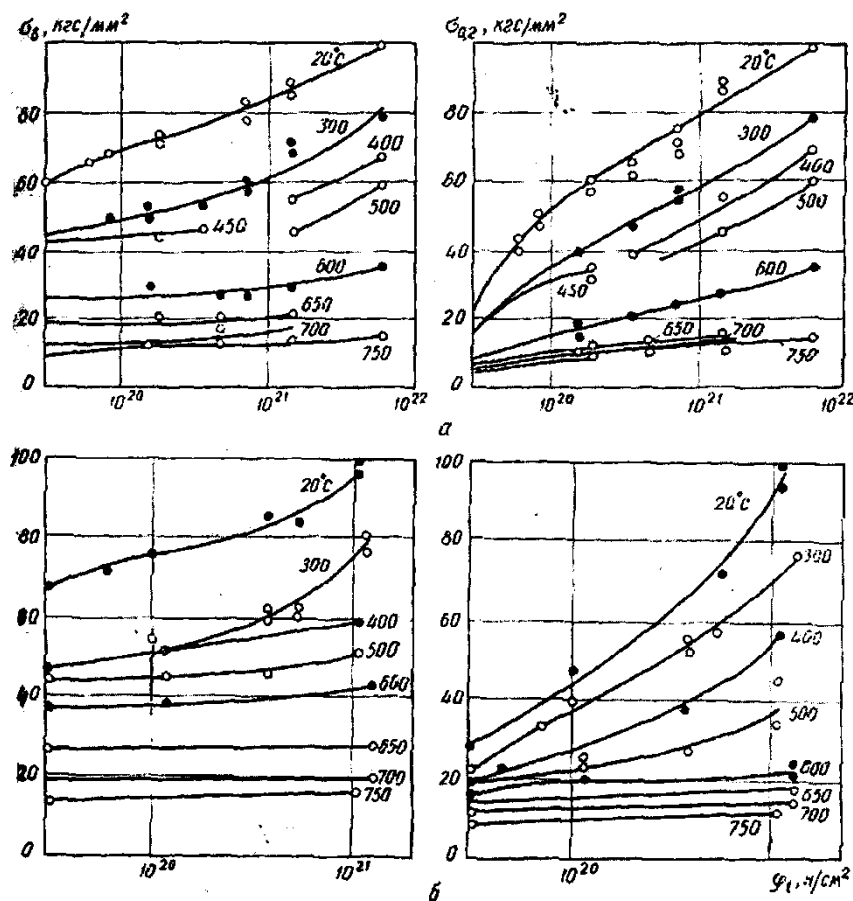


Рис. 10. Влияние нейтронного облучения, на условные пределы прочности σ_e и текучести $\sigma_{0,2}$ сталей 304 (а) и 348(б) при различных температурах испытания ($T_{обл}=290^\circ\text{C}$)

Приведенные в [7] данные соответствуют экспериментальным результатам по исследованию свойств стали 1Х18Н9Т [19, 20, 21]. Под действием нейтронного облучения с увеличением дозы существенно возрастают σ_e и $\sigma_{0,2}$ этой стали. При $\phi_t=3\cdot 10^{20}$ нейтрон/см², $E>1\text{МэВ}$ и $T_{обл}=220\text{-}250^\circ\text{C}$ практически наступает насыщение в изменении механических свойств. При определенных режимах облучения и испытания происходит не только насыщение в изменении $\sigma_{0,2}$, но и некоторое снижение предела прочности, что показано на рис 11 . Это снижение предела прочности объясняется [22] значительным ослаблением деформационного упрочнения стали, при этом существенного уменьшения равномерного удлинения не наблюдается, а наоборот, эта величина возрастает с увеличением $\phi_t=1,2\cdot 10^{20} - 10^{21}$ нейтрон/см² при $T_{обл}=120^\circ\text{C}$.

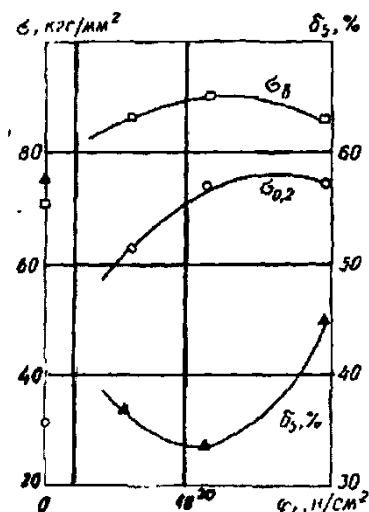


Рис. 11. Влияние нейтронного облучения на условные пределы прочности (σ_6), текучести ($\sigma_{0,2}$) и равномерное удлинение (δ_5) стали 1X18H9T при температуре 20°C ($T_{обл}=100-130^\circ\text{C}$)

2.4. Влияние температуры на характеристики кратковременной прочности в условиях нейтронного облучения

Зависимость предела прочности σ_6 и условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ от температуры испытания T_u , приведенная на рис. 12 [122], показывает, что нейтронное облучение приводит к разной степени изменения предела прочности σ_6 и условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ при различных температурных условиях.

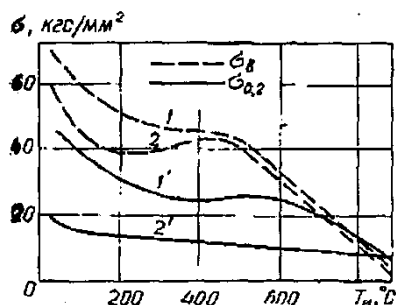


Рис. 12. Влияние температуры испытания на условные пределы прочности σ_6 и текучести $\sigma_{0,2}$ облученной (1) и необлученной (2) стали 304

Степень увеличения $\sigma_{0,2}$ в результате нейтронного облучения значительно выше, чем σ_6 , а иногда определенные условия облучения приводят к практическому равенству этих характеристик [7].

На рис. 13 [9, 23] приведены зависимости $\sigma_{0,2}$ сталей 304 и 316 от температуры испытания T_u в облученном и исходном состояниях ($E \geq 1$ МэВ).

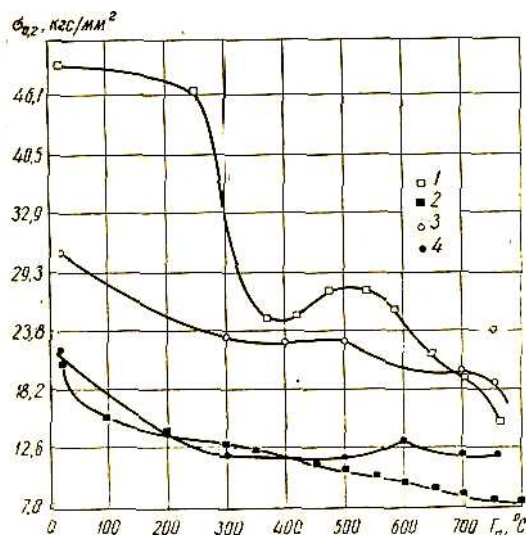


Рис. 13. Зависимость условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ сталей 304 и 316 от температуры испытания T_n :

1 - облученная, реактор EBR-2 ($T_{обл}=540\pm 48^\circ\text{C}$, $\phi_t=1,4 \times 10^{22}$ нейтрон/см², $E \geq 1$ МэВ); 2, 4 - исходные; 3 - облученная, реактор ETR ($T_{обл}=540\pm 50^\circ\text{C}$, $\phi_t=1 \times 10^{21}$ нейтрон/см², $E \geq 1$ МэВ)

Рассмотрим также результаты исследований [10], в которых сплав, содержащий 17,8% Cr, Ni 15,9%, и 1,8% Mo, после облучения при температуре 650°C дозой $1,4 \times 10^{20}$ нейтрон/см² ($E > 1$ МэВ) снизил свою прочность при 300°C с 47 до 44 кгс/мм², причем отмечено существенное уменьшение предела прочности в большом диапазоне температур, что показано на рис. 14.

Аналогичная картина наблюдается при изучении прочностных свойств сталей, облученных при относительно низкой температуре [24].

При анализе влияния нейтронного облучения на механические свойства сплавов на никелевой основе, в работе [7] особое внимание уделялось температурно-временным условиям облучения и испытания.

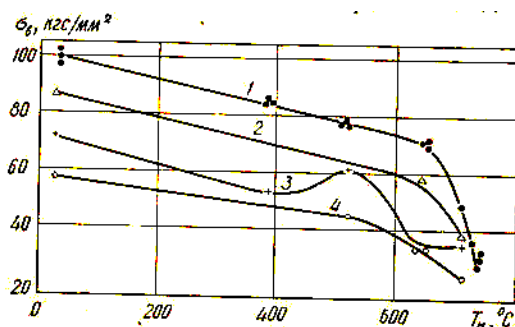


Рис. 14. Зависимость предела прочности исходной и облученной ($\phi_t=2,4 \times 10^{20}$ нейтрон/см², $E > 1$ $T_{обл}=680-700^\circ\text{C}$) стали X15H35B3T от температуры испытания:

1 - исходная сталь, 2 - после термообработки 700°C (24 ч); 3 - облученная на воздухе; 4 - облученная в вакууме

Отметим две причины этого. Во-первых, тепловое воздействие при облучении оказывает равноценное или даже большее по абсолютной величине по сравнению с радиационным воздействием влияние на изменение механических свойств. Во-вторых, для набора определённой дозы требуется время, достаточное для изменения механизма упрочнения при данной температуре, что вызывает резкое изменение механических свойств. При относительно низких температурах облучения и испытаниях никелевые сплавы упрочняются, причем прирост условного предела текучести может быть связан с интегральной дозой.

Различие в зависимостях предела прочности и предела текучести от облучения означает, что при относительно малых дозах действие облучения в основном сводится к упрочнению начала пластического течения. После того как металл начал течь, изменения, вызванные действием облучения, почти не проявляются.

2.5. Влияние нейтронного облучения на пластические свойства сталей и сплавов

Эксперименты свидетельствуют, что радиационное облучение вызывает существенное уменьшение пластичности аустенитных сталей и никелевых сплавов. Основным достоинством указанных материалов, согласно данным работы [7] является то, что даже при значительных дозах облучения (до 10^{22} нейтрон/см²) в большинстве случаев они сохраняют определённый запас пластичности в зоне нормальных и умеренно повышенных температур. На рис. 15 [7] приведён график зависимости общего удлинения стали 304 от дозы облучения для различных температур.

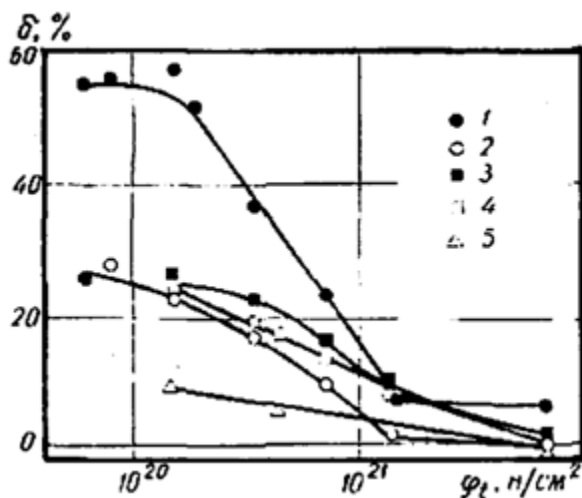


Рис. 15. Зависимость общего удлинения стали 304 от дозы облучения для различных температур испытаний:

1-85°C; 2—690°C; 3—600°C; 4—600°C, 5—750°C

Анализ кривых на рисунке 15 показывает, что с ростом дозы облучения влияние температуры испытаний уменьшается и в области значений 10^{21} - 10^{22} нейтрон/см² становится незначительным для температур 300-750°C. В меньшей степени на сокращение пластических свойств жаропрочных сталей, влияет температура облучения не выше 350°C [25, 23, 26], что подтверждается графиком (рис. 16) зависимости общего удлинения стали 316 от температуры испытаний после облучения интегральной дозой 1×10^{21} нейтрон/см²[7].

Радиационное упрочнение сопровождается значительным уменьшением остаточной пластичности материала, характеризуемой остаточным удлинением, как показано на рис. 17 [27] для стали 316 ST по результатам

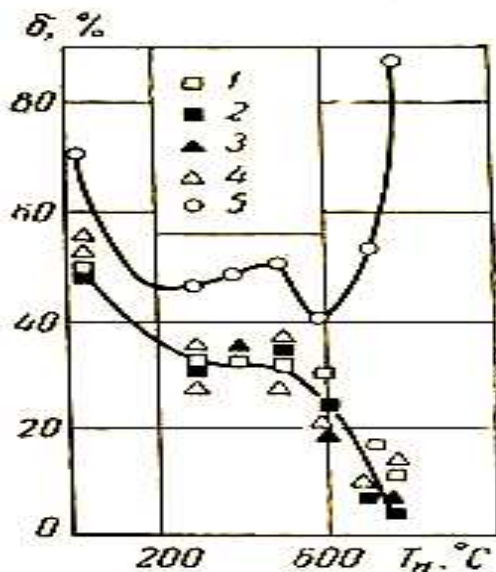


Рис. 16. Зависимость общего удлинения стали 316 от температуры испытаний после облучения интегральной дозой 1×10^{21} нейтрон/см²

($E > 1$ МэВ). Температура облучения, °С:

1 – 710 ± 25 ; 2 – 600 ± 25 ; 3 – $600 + 50$; 4 – 540 ± 50 ; 5 – без облучения

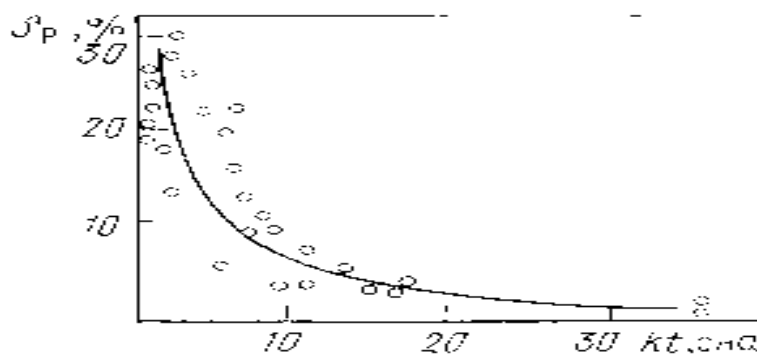


Рис. 17. Равномерное удлинение δ_p образцов из оболочек твэлов (сталь 316) реактора "Феникс" в зависимости от уровня радиационных повреждений

испытания образцов из оболочек твэлов реактора "Феникс" [16], а также сталей 1.4970 и AISI 316 (рис.18) [15]. Авторами [27] отмечалось, что этот эффект наиболее сильно проявлялся в области температур 400-500 °С, а при более высоких температурах облучения сохранялся более высокий уровень остаточной пластичности.

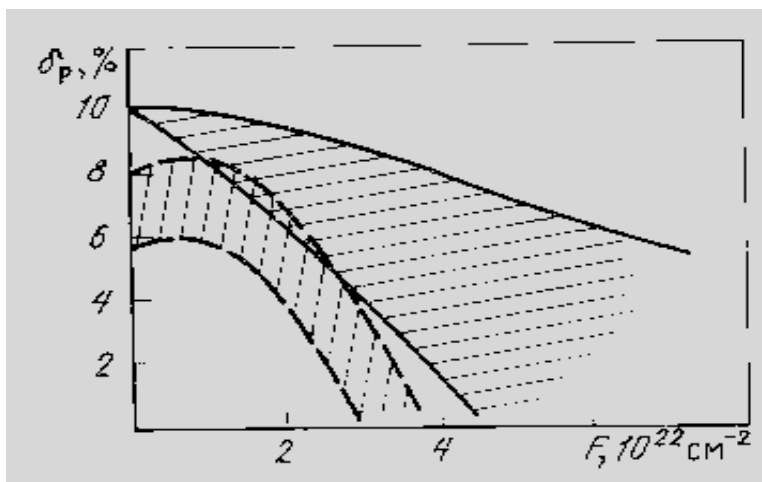


Рис. 18. Влияние облучения на остаточное удлинение δ_p :

———— - сталь 1.4970, $T_{обл} = T_{исп} = 570^\circ\text{C}$;

----- сталь 316ХД, $T_{обл} = T_{исп} = 570^\circ\text{C}$

Авторы [27] справедливо отмечали, что для прогнозирования поведения элементов ТВС при аварийном нагружении большое значение имеют данные о влиянии скоростей деформирования на механические свойства сталей. В настоящее время имеются данные [15, 28] по изменению пределов прочности и текучести, остаточного удлинения в зависимости от скорости деформирования для сталей типа 316 при флюенсах не более $7 \times 10^{22} \text{ см}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$), приведенные на рис. 19. Эти результаты показывают, что при возрастании скорости деформирования до $(2-3) \times 10^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ (температура $380 - 600^\circ\text{C}$) имелась тенденция к увеличению пределов прочности, текучести и остаточной пластичности, но при дальнейшем увеличении скорости деформирования до $10^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$ остаточная пластичность сталей типа 316 начинала снижаться, а предел прочности оставался практически неизменным.

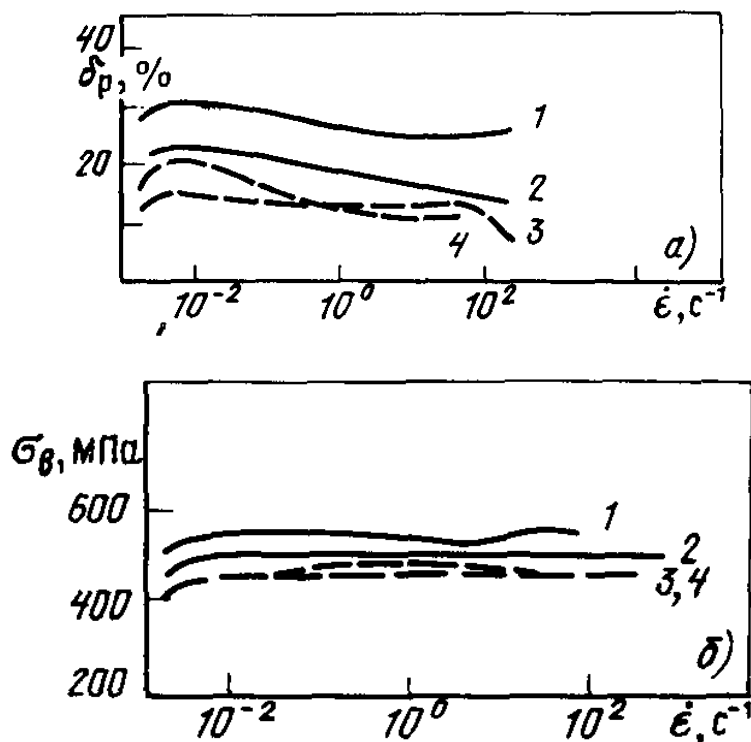


Рис. 19. Влияние скорости деформации $\dot{\epsilon}$ на равномерное удлинение (а) и предел прочности (б) стали 316L (2,2 сна, $T_{обл} = 400^\circ\text{C}$):

- 1- необлученная, $T_{исп} = 400^\circ\text{C}$; 2 - облученная $T_{исп} = 400^\circ\text{C}$;
- 3 - необлученная, $T_{исп} = 550^\circ\text{C}$; 4 - необлученная, $T_{исп} = 550^\circ\text{C}$

2.6. Радиационное охрупчивание сталей при высоких температурах

В экспериментах [29] обнаружено резкое падение пластичности на испытанных образцах после облучения нейтронами при высоких температурах. Это явление называется высокотемпературным радиационным охрупчиванием (ВТРО). ВТРО характеризуется следующими особенностями [30]:

- оно проявляется в резком падении пластичности при кратковременных испытаниях на растяжение при температуре $T \geq 0,45 T_{пл}$;
- охрупчивание не исчезает после высокотемпературного отжига (отжиг – это явление полного восстановления свойств материала, изменившиеся после облучения, при достаточно высоких температурах);
- ВТРО не сопровождается существенным повышением предела текучести облучённых материалов.

Для обоснования работоспособности конструкционных материалов термоядерных и быстрых реакторов необходимо знать влияние гелия на их прочностные и пластические характеристики невозможно. В [30] отмечается, что после облучения в реакторе СМ-2 флюенсом 1×10^{22} нейтрон/см² максимальную склонность к ВТРО показал сплав с 80%Ni, затем идет сталь ОХ16Н15МЗБ и не склонна к ВТРО сталь 1Х13М2БФР.

В результате экспериментов по реакторному облучению материалов и облучению на ускорителях установлены следующие особенности ВТРО [31]:

- эффект наблюдается в результате облучения материалов в тепловых и быстрых реакторах в широком диапазоне температур облучения;

- зависимость эффекта ВТРО от дозы систематически не исследована, но установлено, что у никеля она проявляется уже при флюенсах нейтронов 10^{16} - 10^{17} нейтрон/см²;

- прочностные свойства облученных материалов при температуре испытаний до $0.5 T_{пл}$ выше, чем у не облученных, а в интервале температур проявления ВТРО они практически не отличаются друг от друга;

- при флюенсах 10^{20} нейтрон/см² в структуре облученных конструкционных материалов какой - либо пористости или пузырьков не наблюдается при нагреве их до температур проявления ВТРО:

- эффект ВТРО подавляется легированием аустенитных нержавеющей сталей и никелевых сплавов, например Мо, Nb, В;

- в более чистых по примесям (С, S, Р и др.) металлах и сплавах охрупчивание проявляется в меньшей степени;

- охрупчивание практически не происходит в ферритных сталях, сплавах на основе циркония и алюминия;

2.7. Радиационное охрупчивание сталей при низких температурах

В отличие от высокотемпературного радиационного охрупчивания низкотемпературное радиационное охрупчивание (НТРО), наблюдается в интервале температур 20 - 400°С и сопровождается упрочнением материалов, повышением их микротвердости.

Некоторые результаты экспериментов по облучению аустенитных, и феррито-мартенситных сталей высокоэнергетическими электронами и гамма-квантами до флюенсов 10^{-1} сна приведены на рис. 20

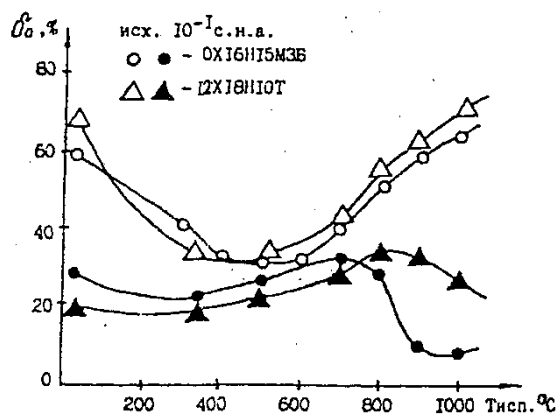


Рис. 20. Зависимость пластичности аустенитных сталей OX16H15M3B и 12X18H10T облученных (e, γ)-пучками до 0,1 сна, от температуры испытаний

Образцы сталей облучались также в реакторах до 70 сна, при температуре 20°С и 275°С для сопоставления результатов [32]. Установлено, что облучения высокоэнергетическими (e, γ)-пучками в аустенитных сталях наблюдалось и низкотемпературное охрупчивание (при $T_{исп}=20 - 400^{\circ}\text{C}$) и высокотемпературное охрупчивание (при $T_{исп} > 600^{\circ}\text{C}$).

Также проводилось исследование влияния облучения феррито-мартенситных сталей 1X13M2БФР и 1X13M2C2 пучками (e, γ) до 0,1 сна, в процессе которого установлено, что облучение привело к радиационному упрочнению феррито-мартенситных сталей до температу-

ры испытаний 500°C. При температуре выше 500°C значения $\delta_{0,2}$, δ_6 как в исходном, так и в облученном состоянии практически не различались [32]. Относительное удлинение стали 1X13M2C2, деформированной при 20°C, снизилось с 28% до облучения до 12% после облучения. Наименьший запас пластичности для этой стали после облучения составил 8% при температуре испытания 300°C (рис. 21).

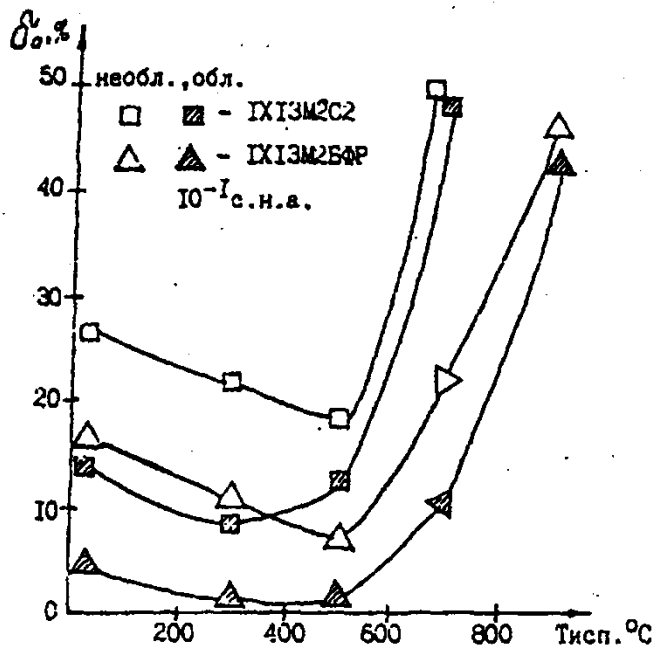


Рис. 21. Зависимость пластичности феррито-мартенситных сталей 1X13M2БФР и 1X13M2C2 облученных (e, γ)-пучками до 0,1 снА от температуры испытаний

Зависимость относительного удлинения феррито-мартенситной стали 1X13M2БФР и аустенитной стали ОХ16Н15МЗБ при температуре испытания 350°C ($T_{обл.}=275^\circ\text{C}$) от дозы после реакторного (нейтронного) и (e, γ)-облучения приведена на рис. 22. В [32] отмечено, что наблюдалась хорошая корреляция данных реакторного и (e, γ)-облучения для этих сталей, причем с увеличением флюенса относительное удлинение уменьшалось, но скорость охрупчивания аустенитной стали ОХ16Н15МЗБ в интервале доз от 10^{-2} до 5 снА оказалась больше, чем у стали 1X13M2БФР. При флюенсе выше 5 снА скорость радиационного охрупчивания аустенитной и феррито-мартенситной стали одинакова. Анализ рис 22 показывает, что при температуре облучения 275°C до флюенса 20 снА сталь 1X13M2БФР еще имеет запас пластичности.

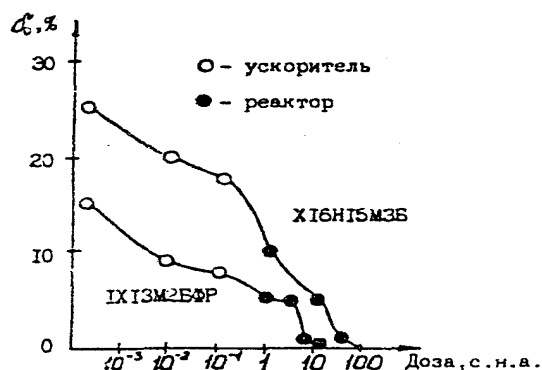


Рис. 22. Дозная зависимость пластичности сталей ОХ16Н15МЗБ и 1Х13М2БФР после реакторного и (e, γ)-облучения. $T_{обл}=275^{\circ}\text{C}$, $T_{исп} = 350^{\circ}\text{C}$

2.8. Влияние дозы и температуры облучения на радиационное распухание конструкционных сталей

Явление радиационного распухания (РР) аустенитных нержавеющей сталей при облучении их потоком быстрых нейтронов было открыто в 1967 году, а в 1971 г. Было обнаружено явление радиационной ползучести (РП) [27]. Эти явления вызывают изменение напряженно-деформированного состояния и геометрических размеров элементов тепловыделяющих сборок (ТВС). Масштаб изменений размеров элементов ТВС от радиационного распухания (объёмного изменения $\Delta V/V$) аустенитных сталей более чем на порядок превышает формоизменения, обусловленные температурой, и для условий работы быстрых реакторов достигает величин $\Delta V/V= 20 - 30\%$.

При проектировании элементов ТВС нужны данные о зависимости радиационного распухания и радиационной ползучести от уровня и скорости радиационных повреждений, температуры облучения, уровня напряжений, режимов облучения, исходной структуры материала.

Колоколообразные кривые распухания на примере стали 316 с различной степенью холодной деформации показаны на рис. 23 [33].

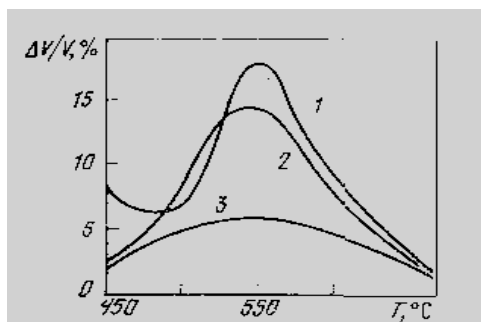


Рис. 23. Распухание стали 316 в зависимости от температуры (флюенс $1,25 \cdot 10^{23} \text{ см}^{-2} E > 0,1 \text{ МэВ}$) по результатам профилометрирования твэлов реактора ЕВК-2: 1 - аустенизированная сталь 316; 2 - сталь 316 ХД (20%); 3 - сталь 316 ХД (30%)

Сейчас уже установлено, что может существовать два, а иногда и три температурных максимума радиационного распухания. При испытаниях в реакторе ЕВК-2 [34] было установлено, что радиационное распухание стали 304 ST имеет один максимум при температуре око-

ло 520 °С. При облучении этой же стали электронами с энергией 1 МэВ до уровня радиационных повреждений 20 сна [35] было обнаружено уже два максимума радиационного распухания: при $T \approx 420^\circ\text{C}$ и при $T \approx 600^\circ\text{C}$. Аустенитная сталь 316 также имела два пика радиационного распухания, расположенных около 430°C и $590^\circ\text{C} - 600^\circ\text{C}$ (реакторные данные) (рис. 24) [36].

Представляет интерес информация о возможном влиянии напряженного состояния элементов ТВС на их распухание. Однако до настоящего времени существенного влияния напряженного состояния на радиационное распухание в большинстве исследований не отмечалось. В то же время имеются работы, в которых исследовалась зависимость радиационного распухания от напряжений при различных флюенсах, и показано, что напряженное состояние оказывает влияние на уменьшение "инкубационного" периода радиационного распухания и довольно незначительно на увеличение скорости радиационного распухания, что иллюстрируется рис. 25 [37].

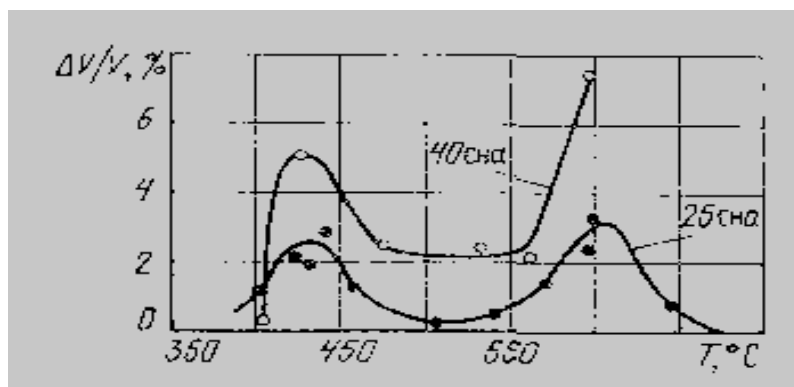


Рис. 24. Температурная зависимость распухания стали AISI 316

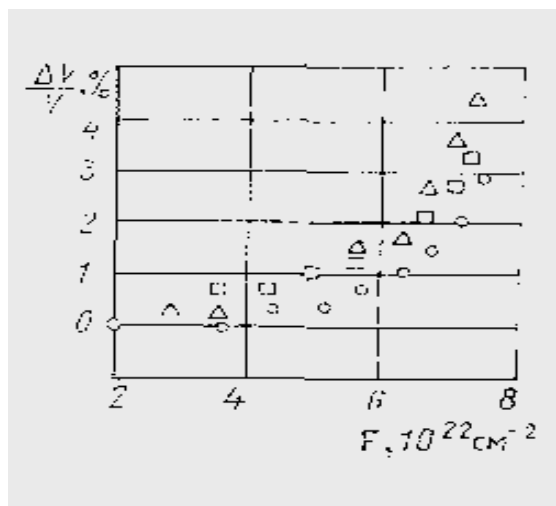


Рис. 25. Влияние напряжений на распухание стали AISI 316 :

$O - \sigma = 0$; $\square - \sigma = 110 \text{ МПа}$; $\Delta - \sigma = 207 \text{ МПа}$

За последние годы появилось значительное количество публикаций о экспериментальном изучении влияния дозы облучения на радиационное распухание металлов и сплавов [38,39,40, 41, 42, 43]. Их анализ позволил сформулировать ряд положений о поведении облученного материала при различных дозах облучения:

- на начальных этапах облучения при относительно малых дозах распухание возрастает очень незначительно; продолжительность этого инкубационного периода для металлов и сплавов различна и зависит от многих факторов в том числе и от температуры облучения.

- после завершения инкубационного периода распухание возрастает со скоростью, равной 1%/сна, и не зависит от предварительного физико-химического строения материала (в последнее время появились новые результаты по исследованию распухания: в [44] был изучен сплав V-5%Fe после облучения быстрыми нейтронами в FFTR (Fast Flux Test Facility) до дозы 30 сна при различных температурах; при 520°C и 600°C авторы [44] наблюдали распухание 80 и 93,2 %, что соответствовало скорости распухания ~ 2,6-3,1 %/сна).

- кривая зависимости распухания от температуры для чистых металлов имеет колоколообразный вид с максимумом, высота и положение которого определяются структурным состоянием облучаемого материала, свойствами дефектов структуры и условиями облучения, что представлено на рис. 23; колоколообразная зависимость распухания от температуры не является универсальной - при больших флюенсах для некоторых металлов и сплавов проявляется второй максимум распухания в области более высоких температур, причем чаще величина распухания во втором максимуме больше чем в первом.

Изучение радиационного распухания нержавеющей стали 12X18H10T, ОХ16Н15МЗБ и ОХ16Н15МЗБР проводилось в реакторе БОР-60 [45]. В [46] исследовалось влияние величины радиационного распухания на прочность аустенитной стали ОХ16Н15МЗБ и установлено, что при достижении величины распухания ~ 15% происходит резкое падение прочности.

На рисунках 26 - 28 приведены экспериментальные данные по радиационному распуханию трёх типов жаропрочных сталей с 35 % никеля, облученных при температуре 500±50°C, причем для первых двух сталей величина распухания по данным гидростатического взвешивания после облучения дозами до 65-70 сна при температуре 500±50°C не превышала 2-3 %, а третья сталь Х15Н36В3Т распухала заметно сильнее при тех же параметрах облучения, причем максимальное распухание достигало 10 % [47, 48].

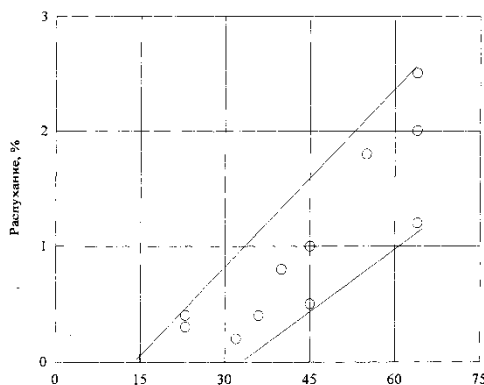


Рис. 26. Радиационное распухание жаропрочной стали X15H35M2BTЮP, облученной при температуре 500±50 °C

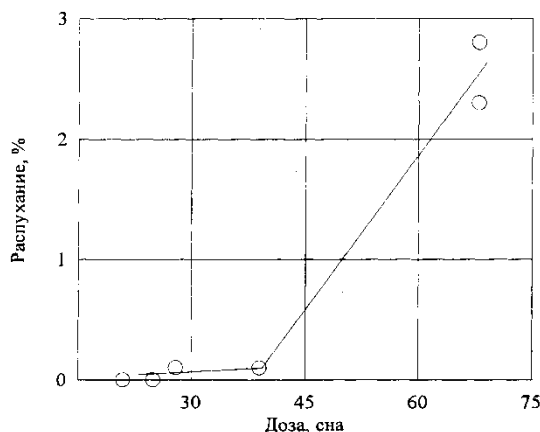


Рис. 27. Радиационное распухание жаропрочной стали X13H36M8T3Ю, облученной при температуре 500 ± 50 °C

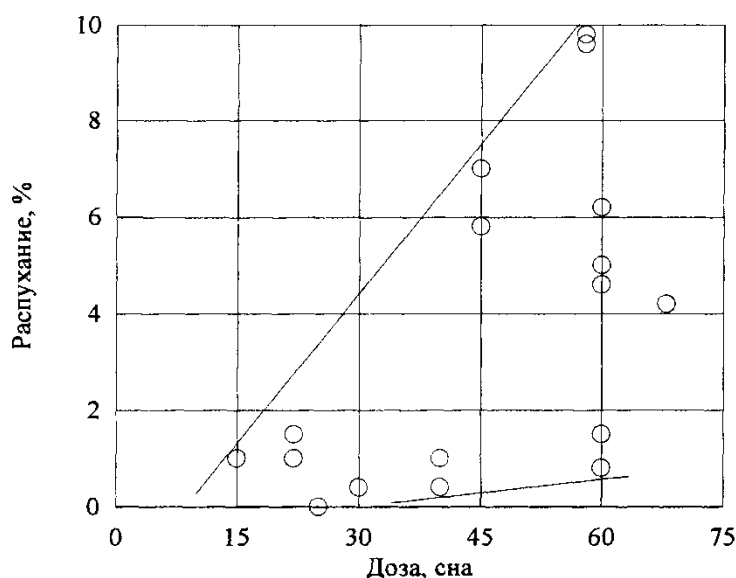


Рис. 28. Радиационное распухание жаропрочной стали X15H36B3T, облученной при температуре 500 ± 50 °C

Экспериментальные данные по распуханию сталей 316 и 304 в реакторе EBR-2 достаточно хорошо описываются линейными функциями от дозы [45].

На рисунках 29 - 31 приведены экспериментальные данные по зависимости распухания различных сталей от дозы при определённых температурах. Зависимость радиационного распухания стали X16H11M3 от дозы облучения показана на рис. 29; на ней можно выделить два участка - первый – это инкубационный период до дозы 43-44 сн и на втором участке линейная зависимость распухания от дозы.

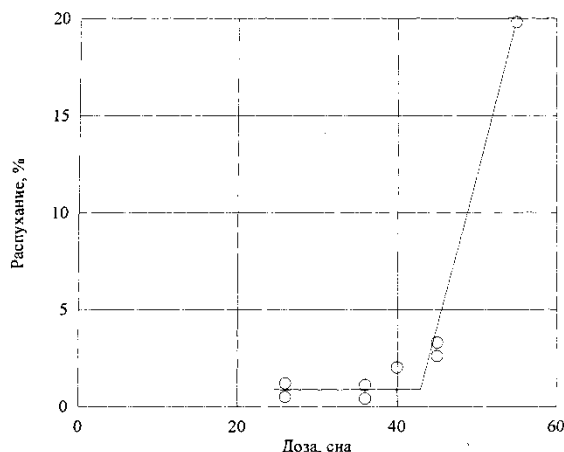


Рис. 29. Радиационное распухание аустенизированной стали X16H11M3, облученной при температуре 500±50 °С

Влияние дозы на радиационное распухание стали OX16H15M3B иллюстрируется рис. 30.

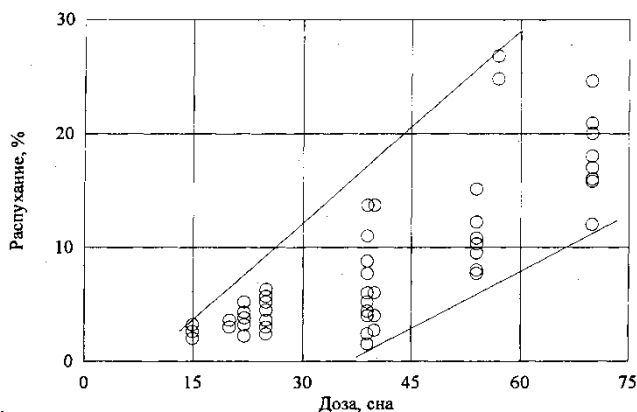


Рис. 30. Радиационное распухание стали OX16H15M3B (термическая обработка – аустенизация по режиму 1050°С 30 минут) после облучения

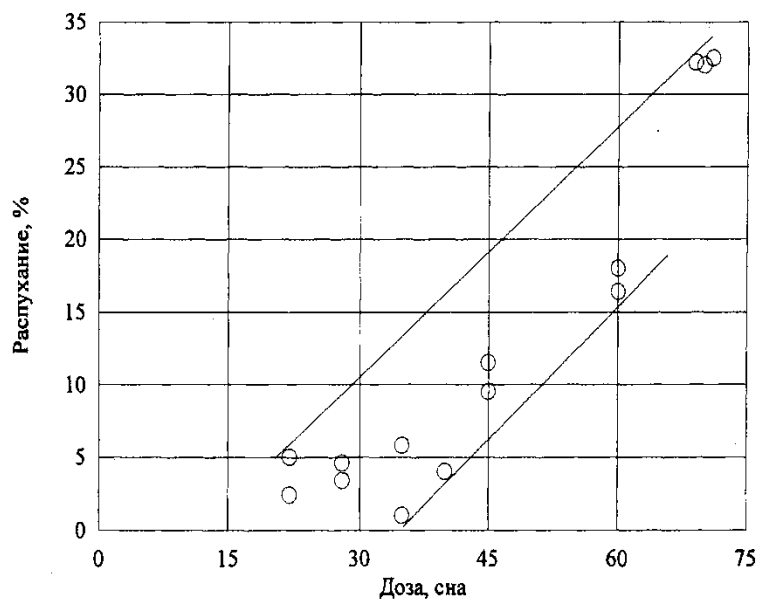


Рис. 31. Радиационное распухание стали OX16H15M3B (1050°С 30 минут +10 % деформации при 650 °С + отжиг 650 °С 100 часов) после облучения при температуре 500±50°С

Кинетика радиационного распухания этой же стали, но упрочнённой в зависимости от дозы иллюстрируется рис. 31. Очевидно, на всех графиках характер зависимости радиационного распухания от величины дозы совпадает (линии на рисунках показывают коридор, внутри которого размещаются экспериментальные точки).

2.9. Особенности экспериментальных исследований влияния облучения на ползучесть и длительную прочность материалов

Так как при высоких температурах наблюдаются эффекты ползучести и замедленного разрушения материалов, то учет влияния облучения на ползучесть и длительную прочность материалов необходим.

Ниже рассмотрим кратко экспериментальные данные по длительному деформированию ряда материалов в условиях радиационного облучения, полученные с использованием установок «Нейтрон-1» и «Нейтрон-3» [49].

В работах [50, 51] экспериментально исследовалась зависимость скорости установившейся ползучести и времени до разрушения образцов из

нержавеющей стали аустенитного класса типа ОХ16Н15М3Б от облучения. Изготовленные образцы подвергались аустенизации по режиму: нагрев до 1050° С в течение 0,5 ч, выдержка 0,5 ч и охлаждение в воде [52]. Испытания в процессе облучения проводились в среде гелия в канале № 16 реактора СМ-2. Интенсивность нейтронного потока Φ во всех случаях была не ниже $0,5 \times 10^{13}$ нейтрон/(см² · сек) ($E > 0,85$ МэВ). Интенсивность потока тепловых нейтронов была на порядок выше. Определение интегрального потока нейтронов производилось расчетным путем. Температура испытаний была принята равной средней рабочей температуре оболочек тепловыделяющих элементов быстрых реакторов и составляла 650° С. Уровень напряжений от растягивающих нагрузок составлял 18—30 кгс/мм² и был выбран с таким расчетом, чтобы в большинстве случаев база испытаний соответствовала примерно одной кампании работы реактора (240 ч), благодаря чему исключалось влияние остановок реактора на результаты исследований.

2.10. Влияние радиационного облучения на ползучесть сталей и сплавов

Количество экспериментальных исследований влияния нейтронного облучения на стали и сплавы ограничено, что объясняется и малым периодом времени с начала их постановок, и значительными методическими трудностями, и отсутствием или малочисленностью соответствующего испытательного оборудования [7].

Внутриреакторная ползучесть изучалась в работе [53]. Нагружение производилось при температурах 525, 650, 750°С. На рис. 32 и 33 построены первичные кривые ползучести по опытам Блума [54], Жильбера и Хардина [53]. В обоих случаях авторами приводятся только участки ускоренной ползучести, которые не позволяют оценить кинетику деформирования, начиная с момента нагружения.

На рис. 34 приводятся характерные экспериментальные кривые ползучести стали ОХ16Н15М3Б для облучаемых и контрольных необлученных образцов, каждая из которых является осреднением не менее двух-трех экспериментальных кривых [55].

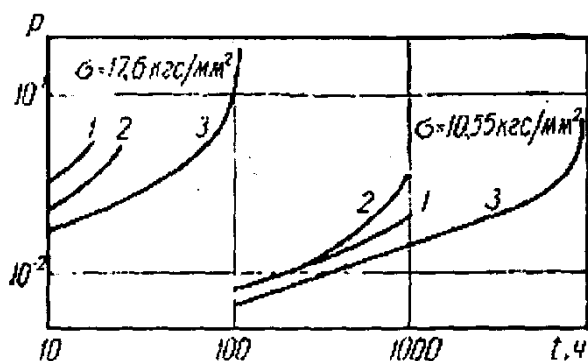


Рис. 32. Диаграммы ползучести стали 304:

1 — в реакторе; 2 — после облучения; 3 — контрольные.

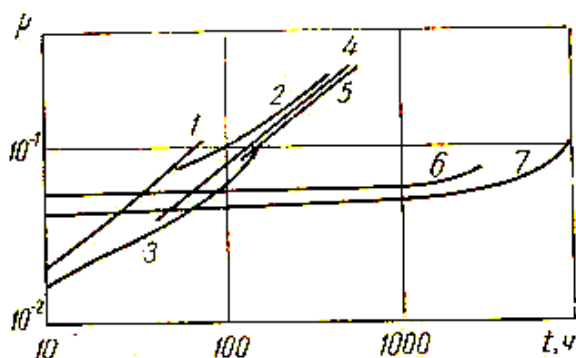


Рис. 33. Диаграммы ползучести стали 304 в обычных и радиационных условиях при различных температурах испытания: 1, 2 - соответственно в реакторе и контрольный, $T_{обл}=750^{\circ}\text{C}$, $\sigma=70 \text{ кгс/мм}^2$; 3, 4, 5 - соответственно в реакторе и контрольные, $T_{обл}=650^{\circ}\text{C}$, $\sigma=14,1 \text{ кгс/мм}^2$;

6, 7 - соответственно в реакторе и контрольный, $T_{обл}=525^{\circ}\text{C}$, $\sigma=21,1 \text{ кгс/мм}^2$.

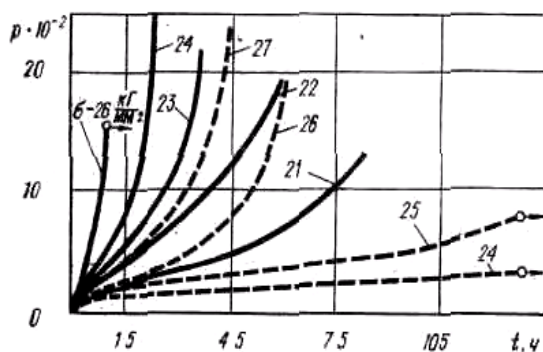


Рис. 34. Диаграммы ползучести стали OX16N15M3B в обычных (штриховые линии) и радиационных (сплошные линии) условиях нагружения ($T=650^{\circ}\text{C}$, интенсивность потока $5,3 \cdot 10^{12} \text{ н-см}^{-2}\text{хсек}^{-1}$, $E > 0,85 \text{ Мэв}$).

Сравнение кривых ползучести, соответствующих одинаковому уровню напряжений, показывает, что кинетика ползучести при облучении стали сохраняется, однако в облучаемом материале процессы деформирования и разрушения протекают значительно интенсивнее, чем в необлученном. При этом на кривых ползучести, полученных при внутриреакторных испытаниях, во всем диапазоне исследованных напряжений можно отметить наряду с участками

неустановившейся и установившейся ползучести, хорошо выраженный участок ускоренной ползучести, предшествующий разрушению.

На рисунке 35 приведены зависимости минимальной скорости ползучести p_{min} от начального напряжения σ для контрольных (2) и облучаемых (1) образцов из стали ОХ16Н15МЗБ, которые показывают, что реакторное облучение в зависимости от уровня начального напряжения σ существенно уменьшает сопротивление деформированию и значительно повышает скорость ползучести на установившейся стадии.

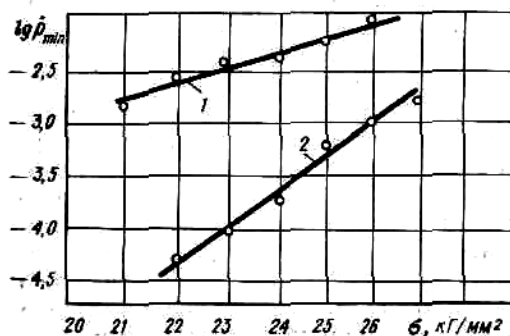


Рис. 35. Зависимости минимальной скорости ползучести стали ОХ16Н15МЗБ от начального напряжения для обычных и радиационных условий нагружения при температуре $T = 650^{\circ}\text{C}$: 1 – в реакторе (интенсивность потока $5,3 \times 10^{12}$ н.см⁻²сек⁻¹, $E \geq 0,85$ Мэв); 2 - вне реактора.

По данным работы [49] с уменьшением величины σ различие в скоростях ползучести облучаемых и контрольных образцов увеличивается. Зависимость скорости ползучести от напряжений для контрольных и облучаемых образцов показана в таблице

Таблица 1

Зависимость минимальной скорости ползучести для контрольных и облучаемых образцов от начальных напряжений

| σ , кг/мм ² | Удлинение при разрыве, % | |
|-------------------------------|--------------------------|----------------|
| | δ_{un} | δ_{irr} |
| 22 | 6 – 12 | 4 – 8 |
| 23 | 8 – 15 | 5 – 10 |
| 24 | 12 – 20 | 7 – 13 |
| 25 | 15 – 22 | 10 – 18 |
| 26 | 18 – 28 | 12 – 22 |
| 27 | 20 – 33 | 16 – 25 |

Индексы δ_{irr} и δ_{un} относятся соответственно к материалам в облучаемом (irradiated) и исходном (unirradiated) состояниях.

Результаты длительных испытаний облучаемых труб из сталей, содержащих 16%Cr и 17%Ni, 20%Cr, 25%Ni, сплавов инколой-800, хастеллой-X и инконель-625 приведены в [56, 57]. Ввиду того, что испытываемые образцы находились в плоском напряженном состоянии, то эти данные позволяют лишь косвенно оценить влияние радиационного воздействия (интенсивности потока быстрых нейтронов $3-4 \times 10^{14}$ нейтрон/(см²·с)) на ползучесть материалов и отметить, что облучение потоком нейтронов с относительно высокой интенсивностью снижает сопротивление ползучести. Зависимость окружной скорости ползучести от напряжения для труб из сплава инколой-800 при температуре 600°C приведена на рис 36.

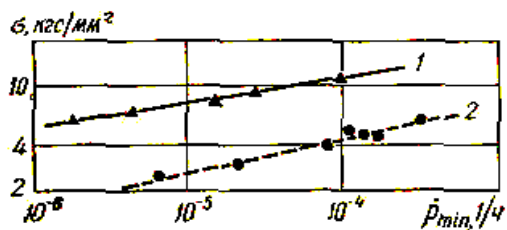


Рис. 36. Зависимость окружной скорости ползучести от напряжения для труб из сплава инколой-800 при температуре 600° С: 1- вне реактора; 2 - в реакторе.

Данные о ползучести труб из нержавеющей стали 316 под внутренним давлением газа при непосредственном облучении в реакторе DMTR (с интенсивностью потока $3,8 \times 10^{13}$ нейтрон/(см²·с)) получены в [58], однако после предварительного набора определенной интегральной дозы облучения при температуре 650°С оказалось, что предварительно облученные образцы при той же температуре существенно увеличивают сопротивление ползучести в радиационных потоках, причем тем больше, чем выше интегральная доза предварительного облучения. Этот факт подтверждает мысль о том, что кинетика деформирования облучаемых и предварительно облученных образцов должна быть различной.

Особенность радиационной ползучести заключалась в том, что она проявлялась в области температур $T < 0,57T_{пл}$ ($T_{пл}$ - температура плавления стали), где термическая ползучесть отсутствовала, и ее скорость в этом диапазоне температур соответствовала скорости термической ползучести при температурах 650 - 670°С [27]. Характерные зависимости радиационной ползучести от температуры и напряжения для стали 316 представлены на рис. 37 и 38 [59].

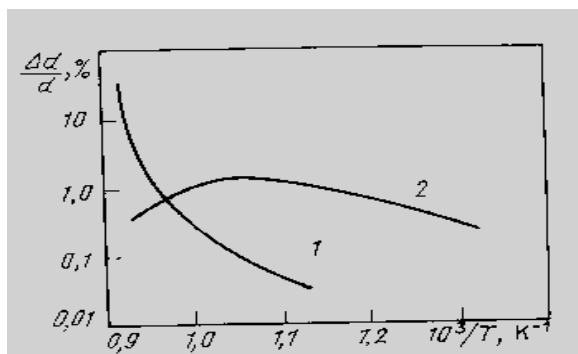


Рис. 37. Температурная зависимость термической 1 и радиационной 2 ползучести стали 316 ХД (20%) (испытания на трубчатых образцах: $\sigma = 70$ МПа, флюенс 10^{23} нейтрон/см², $E > 0,1$ МэВ)

В ряде работ отмечалось незначительное влияние температуры и дозы облучения на скорость ползучести и поэтому модуль радиационной ползучести B полагался не зависящим от этих параметров. В других работах замечалось влияние температуры и дозы облучения. На рис. 39, 40 [60] показаны зависимости модуля радиационной ползучести B от этих параметров

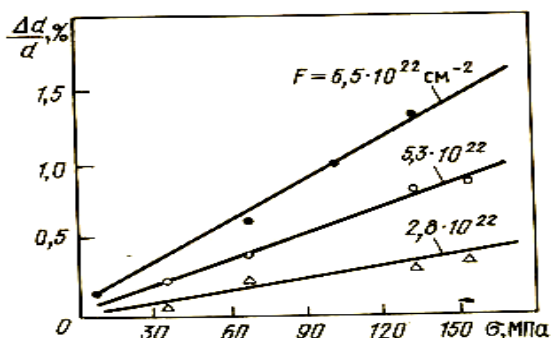


Рис. 38. Зависимость деформации ползучести стали 316 ХД (20%) от напряжения при различных флюенсах облучения

(испытания на трубчатых образцах при $T_{обл}=540\text{ }^{\circ}\text{C}$)

для стали 316. В некоторых работах была отмечена корреляция между радиационной ползучестью и радиационным распуханием стали, что свидетельствует о влиянии дозы облучения и температуры на радиационную ползучесть.

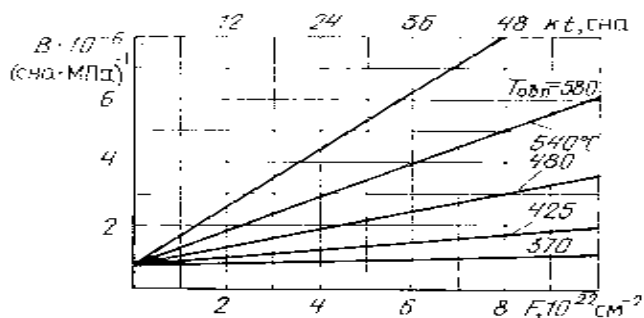


Рис. 39. Линеаризованная зависимость модуля радиационной ползучести B стали 316 ХД от флюенса нейтронов

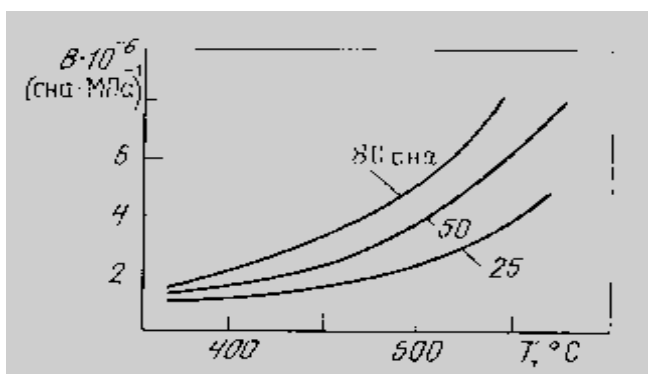


Рис. 40. Зависимость модуля радиационной ползучести B стали 316 ХД от температуры при различных уровнях радиационных повреждений

2.11. Влияние облучения на длительную прочность облучённых сталей и сплавов

Влияние облучения на разрушение материалов в условиях длительно действующей нагрузки за рубежом исследовалось на аустенитных нержавеющей сталях типа 304 [61, 62, 63, 64, 65, 66, 67, 68, 69, 70, 71], типа 316 [72, 73, 74, 75, 76, 77, 78, 79], хромоникелевых Cr16Ni13 [80, 56, 57], Cr15Ni15, Cr18Ni16, Cr22Ni25 [81, 82], Fe-Cr-Ni инколой-800 [83, 77, 78, 56, 57], а также сплавах на основе никеля: инконель-600 [67], инконель-625 [77, 67, 57], хастеллой-X [66, 56, 84, 85], хастеллой-N [53, 86, 87]. В нашей стране испытывались стали марок 0X16H15M3BP, 1X18H9T, X18H10T, X15H28B2M4B [29, 88, 89], сплав X2H77T2ЮP [90], сталь, содержащая 20% Cr и 28% Ni [91].

Влияние нейтронного облучения на длительную прочность двух плавки стали 304 иллюстрируется рис. 41.

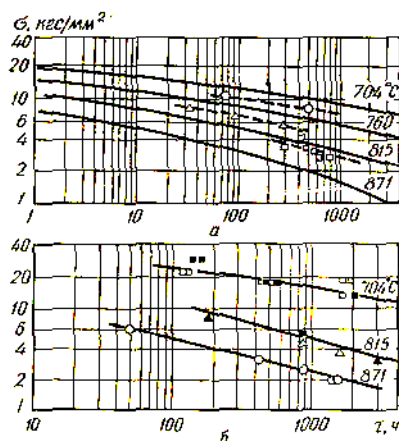


Рис. 41. Влияние нейтронного облучения на длительную прочность двух плавки стали 304: а - плавка А (сплошные линии - вне реактора, штриховые - в реакторе); б - плавка В (залитые точки - вне реактора, не залитые - в реакторе)

Первая плавка (А) в исходном состоянии имела относительно высокую пластичность, и диаметр образцов при разрушении изменялся в пределах 10-25%. Вторая плавка (В) в исходном состоянии отличалась сниженной пластичностью, т. е. «резерв» возможного уменьшения пластичности был меньше. Это сказалось на степени изменения длительной прочности под облучением: долговечность стали плавки А в реакторных условиях уменьшалась, плавки В - практически не изменялась.

На рисунке 42 показана зависимость времени до разрушения τ от напряжения σ для исследованных сталей 0X16H15M3B и типа X13 в исходном и облучаемом состояниях. Результаты экспериментов свидетельствуют, что реакторное облучение приводит к существенному снижению долговечности, тем большему, чем меньше уровень приложенного напряжения.

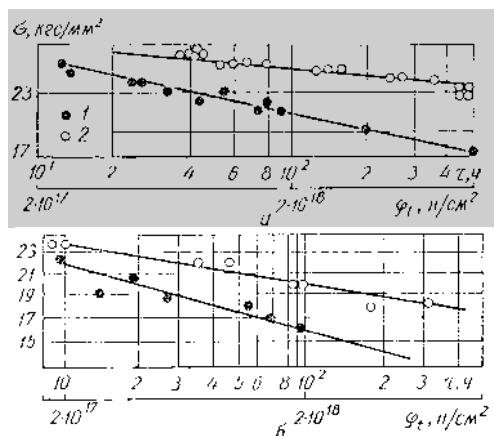


Рис. 42. Длительная прочность сталей OX16N15M3B(a) и типа X13 (б) в обычных и радиационных условиях нагружения: при $T = 650^{\circ}\text{C}$: (1) - в реакторе, соответственно интенсивность потока $5,3 \times 10^{12}$ нейтрон/ $\text{см}^2 \cdot \text{с}$ и интенсивность потока $3,6 \times 10^{12}$ нейтрон/ $\text{см}^2 \cdot \text{с}$, $E \geq 0,85$ Мэв; (2) - вне реактора, соответственно $T=650^{\circ}\text{C}$ и $T=600^{\circ}\text{C}$

Данные о величине относительного удлинения образцов из стали 304 при разрушении, полученные при испытаниях при одном уровне напряжений и различных температурах в радиационных и обычных условиях, показаны на графике рис. 43[92]. В [7] сделан вывод о том, что предварительное высокотемпературное реакторное облучение, как правило, существенно снижает долговечность и пластические свойства сталей и сплавов при разрушении. Исключение составляют результаты испытаний стали 15Н28В2М4Б, которая после облучения ($T_{\text{обл}}=700^{\circ}\text{C}$) дозой $1,9 \times 10^{20}$ нейтрон/ см^2 практически не изменила своей долговечности при $T_{\text{обл}}=650^{\circ}\text{C}$, стали X18N10T, которая после облучения и испытания в аналогичных условиях обладала такой же длительной прочностью, как и после отжига при 700°C в течение 24 ч.

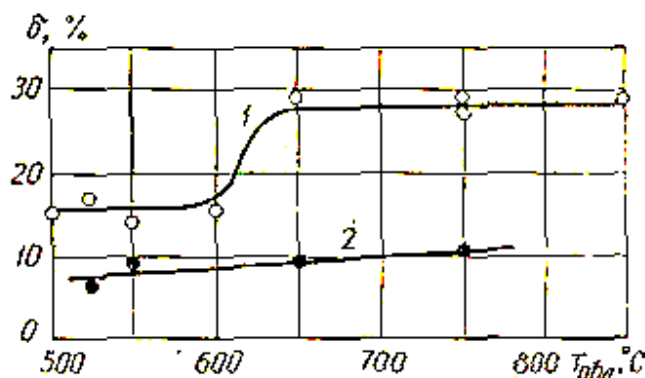


Рис. 43. Зависимость деформации при длительном разрушении стали 304 в обычных и радиационных условиях от температуры: 1 - вне реактора; 2 - в реакторе

Интерес представляет вопрос о влиянии уровня начальных напряжений на радиационное изменение долговечности. Результаты экспериментальных исследований материалов, облучающихся в процессе деформирования, не дают однозначного ответа. Например, снижение долговечности сплава инколой-800 при интенсивности потока $2,5 - 4 \times 10^{14}$ нейтрон/ $\text{см}^2 \cdot \text{с}$ и температуре 700°C не зависит от уровня напряжения, а при $T_{\text{обл}} = 600^{\circ}\text{C}$ при уменьшении уровня напряжений увеличивается снижение длительной прочности [56, 57], что иллюстрируется графиком снижения длительной прочности оболочек из сплава инколой-800 и стали Cr16Ni13 при радиационном облучении (рис 44а).

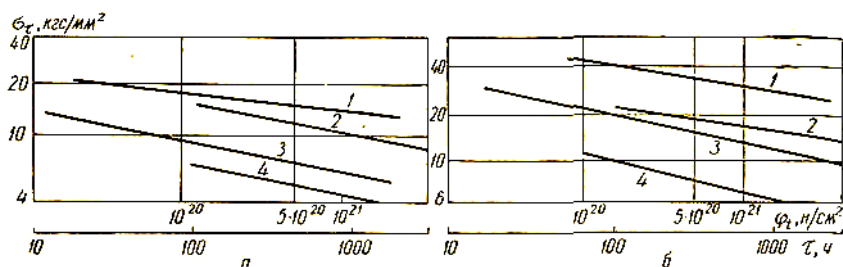


Рис. 44. Снижение длительной прочности оболочек из сплава инколой-800 (а):

и стали Cr16Ni13 (б) при радиационном облучении: 1,3 - необлучённый, $T=600^{\circ}\text{C}$ и $T=700^{\circ}\text{C}$ соответственно; 2, 4 - в реакторе при тех же температурах

Снижения абсолютной величины длительной прочности в зависимости от уровня приложенных напряжений при исследовании облучаемых сплавов инконель - 625 при $T_{обл}=625^{\circ}\text{C}$, стали типа Cr16Ni13 при температуре 600°C и 700°C [213, 214] (рис. 44б), стали OX16H15M3B при $T_{обл}=650^{\circ}\text{C}$ не установлено [88].

3. Влияние реакторного облучения на длительную прочность стали при различных видах напряженного состояния

Предварительные соображения позволяют предположить, что не только уровень, но и вид напряженного состояния должен оказывать влияние на кинетику изменения ползучести и длительной прочности сталей в условиях реакторного облучения. Однако, в связи с большими трудностями постановки соответствующих экспериментов, экспериментальных данных, посвящённых изучению влияния вида напряжённого состояния на ползучесть и длительную прочность стали в условиях реакторного облучения недостаточно. Поэтому далее рассмотрим результаты исследований, проведенных в основном в Институте проблем прочности Украины [93, 51, 94, 49, 7, 95].

Сравнение результатов испытаний при одноосном растяжении, приведенных на рис. 45, в реакторных и обычных условиях показывает, что нейтронное облучение существенным образом снижает долговечность стали OX16H15M3B при температуре 675°C . Снижение долговечности стали в связи с облучением не остаётся постоянным, а зависит от уровня напряжений: чем меньше уровень напряжения, тем больше эффект радиационного уменьшения длительной прочности стали [55].

На рис. 46 приведен график, показывающий влияние вида напряженного состояния на изменение долговечности стали OX16H15M3B. Особенно отчетливо различное влияние реакторного облучения стали на ее длительную прочность при разных видах напряженного состояния обнаруживается при анализе экспериментальной зависимости между отношением $\tau_{исх}/\tau_{обл}$ ($\tau_{исх}$, $\tau_{обл}$ соответственно долговечность необлученной и облученной стали) и отношением главных напряжений σ_3/σ_1 .

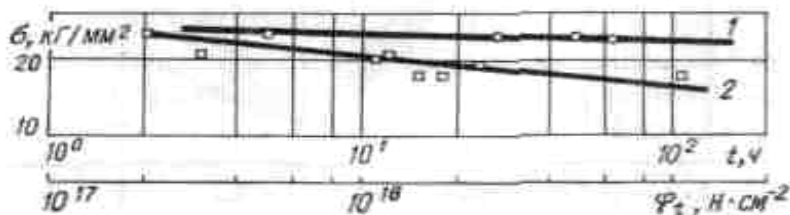


Рис. 45. Кривые длительной прочности стали ОХ16Н15МЗБ в обычных (1) и радиационных (2) условиях нагружения при $T = 675^{\circ}\text{C}$ и интенсивности потока $= 3,7 \times 10^{14} \text{ нсм}^{-2} \text{ сек}^{-1}$, $E \geq 0.85 \text{ Мэв}$

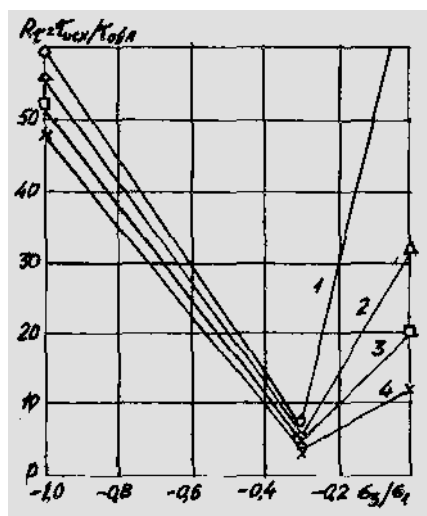


Рис. 46. Изменение долговечности стали ОХ16Н15МЗБ при различных видах напряженного состояния в условиях радиационного облучения: 1 - $\sigma_i = 22,7 \text{ кг/мм}^2$; 2 - $\sigma_i = 23,0 \text{ кг/мм}^2$; 3 - $\sigma_i = 23,3 \text{ кг/мм}^2$; 4 - $\sigma_i = 23,5 \text{ кг/мм}^2$

Анализ кривых на рис. 46 показывает, что для различных видов напряженных состояний соотношение $\tau_{\text{цисх}}/\tau_{\text{обл}}$ в исследованном диапазоне напряжений не постоянно, а изменяется довольно сложным образом. Приведенные данные свидетельствуют о том, что вид напряженного состояния оказывает существенное влияние на длительную прочность стали при внутриреакторном облучении. Поэтому указанный эффект необходимо учитывать при построении моделей деформирования и разрушения материалов и конструкций, работающих в условиях радиационного облучения. Кроме того, вполне вероятно, что использовать экспериментальные данные, полученные в процессе радиационных испытаний в условиях линейного напряженного состояния для идентификации моделей деформирования и разрушения для сложного напряженного состояния, следует с осторожностью.

Выводы:

1. В зависимости от вида материалов радиационные среды приводят к различному изменению кратковременных и длительных механических характеристик материалов, а также к радиационному распуханию.

2. Фактором, оказывающим влияние на механические характеристики материалов, является доза или интегральный поток нейтронов. Так как уровень дозы облучения распределяется неравномерно по сечению (толщине) конструкции и может изменяться с течением вре-

мени, то очевидно, влияние радиационного (нейтронного) облучения приведет к появлению наведённой и изменяющейся с течением неоднородности механических свойств.

3. Под влиянием радиационного облучения изменяется характер диаграммы деформирования металла, величина предела прочности и предела текучести, а так же предельное удлинение.

5. Влияние облучения при высоких температурах приводит к ускорению процессов ползучести и накопления повреждений в металлах и сплавах и, как следствие, к сокращению долговечности облученных конструкций. Причём на степень воздействия радиационного облучения влияние оказывает не только уровень, но и вид напряжённого состояния, что следует учитывать при построении расчетных моделей деформирования и разрушения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Защита от ионизирующих излучений. Т.1 (Физические основы от ионизирующих излучений) / Гусев Н.Г., В.А. Климанов, В.П. Машкович, А.П. Суворов, – М: Энергоатомиздат 1989. - 495с.

2. Дубровский В.Б., Аблевич З. Строительные материалы и конструкции защиты от ионизирующего излучения. М.: Стойиздат. 1983. - 240с.

3. Дубровский В.Б. Радиационные и структурные воздействия на строительные материалы конструкций защит от излучения. Автореф. дисс. ... д-ра техн. наук. – 1972. – 31с.

4. Ремнёв Ю.И. О напряжениях в металлах при облучении. Изв. Высш. школы, Физ. – мат. серия №4, 1958. –С.91-98.

5. Паршин А.М. Радиационная повреждаемость конструкционных материалов и пути её ослабления. – Л.: ЛДНТП, 1985. – 36с.

6. Comprelli F. A., Withop A., Weinslein D. Temperature ductility of 300 series steels and Incoloy-800 after irradiation in EBR-II to 2×10^{22} n/cm²— Trans Amer. Nucl. Soc., 1967, 10. N 2. – p 487.

7. Писаренко Г.С., Киселевский В.Н. Прочность и пластичность материалов в радиационных потоках. Киев «Наукова Думка» 1979. – 281с.

8. Конобеевский С.Т. Действие облучения на материалы. Атомиздат. М.: 1967. – 401 с.

9. Holmes J.J., Robbins R.E., Brimhall J.L. Post irradiation tensile properties of annealed and cold-worked AISI-304 stainless steel. —J. Nucl. Mater., 1969, 32, N 2. – p. 330—339.

10. Garzarolli F., Francke K. P., Fischer I. Neutron embrittlement of two austenitic iron—base—alloys at elevated temperatures. I. Influence of alloy-type and heat analysis.—J. Nucl. Mater., 1966, 28 N 3. – p. 280—290.

11. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. – М.: Наука, 1974. – 560 с.

12. Покровский Ю. И. Действие ядерных излучений на материалы. Труды совещания в Москве 1960г, Изд-во АН СССР 1962. 39с.

13. Конобеевский С.Т. Действие облучения на материалы. Атомиздат. М.: 1967. – 401 с.

14. Mager T. R., Hazelton W. S. Evaluation by linear elastic fracture mechanics of radiation damage to pressure-vessel steels. – In: Radiation damage reactor materials: Proc. Symp., Vienna, 1969, vol. 1, p 317–331.

15. Anderko K. Mechanical properties of irradiated austenitic stainless steel 1.4970 // Proc. of Int. Conf. Rad. Effects in Breeder Reactor Structural Materials. Scottsdale, Arisona, 1977. – P. 65.
16. Dupouy J. M. Post-irradiation mechanical properties of annealed and cold worked 316 stainless steel after irradiation to high fast neutron fluences // Proc. of Int. Conf. Rad. Effects in Breeder Reactor Structural Materials. Scottsdale, Arisona, 1977. – P.83.
17. Holmes J. J., Straalsund J. L. Effects of fast reactor exposure on the mechanical properties of stainless steels // Proc. of Int. Conf. Rad. Effects in Breeder Reactor Structural Materials. Scottsdale, Arisona, 1977. – P. 53.
18. Irvin J.E., Bement A.L. Nature of radiation damage to engineering properties of various stainless steel alloys.— In: Effects of radiation on structural metals, Philadelphia (Pa), 1967, p. 278-327.
19. Ибрагимов Ш.Ш., Воронин И. М., Круглов А. С. Влияние облучения нейтронами на структуру и механические свойства легированных сталей— Атом. Энергия, 1963, № 1. - с. 465.
20. Ибрагимов Ш. Ш., Ляшенко В. С., Завьялов А. И. Исследование свойств и структуры металлов и некоторых сталей после облучения их быстрыми нейтронами.—Атом. Энергия, 1968, №5. - с. 413—419.
21. Правдюк Н. Ф. Изменении свойств металлов под действием нейтронного облучения,— В кн.: Т. II Междунар конф. по мир. использ. атом. энергии: Докл сов. учён. М.: Атомиздат, 1959, т. 3. – с.610—620.
22. Лапин А.Н., Николаев В.А., Разов И.А. Некоторые особенности упрочнения стали X18H10T при наклепе и нейтронном облучении. // Физика металлов и металловедение, 1969, 28, № 4 – г. 757—759.
23. Holmes J.J., Robbins R.E., Lovell A. J. Post irradiation tensile behavior of 300 series stainless steels.—In: Irradiation effects in structural alloys for thermal and fast reactor. Amer. Soc. Test and Mater., STP-457. Philadelphia (Pa) 1969. – p. 371-389.
24. Roy R. B., Solly B. Embrittlement of neutron-irradiated 20Cr-25Ni-Nb austenitic steel at 650°C — J. Iron and Steel Inst, 1967, 203, N I. – p, 58-61.
25. Board J.A. A review of stainless steel properties for fast reactor fuel elements,—J. Brit. Nucl. Energy Soc., 1972, 11, N 3. – p. 237—249.
26. Kangilaski M. Radiation effects in structural materials,—React. Mater, 1970, 13, N I. – p. 21—28.
27. Забудько Л.М., Лихачев Ю.И., Прошкин А.А. Работоспособность ТВС быстрых реакторов // Физика и техника ядерных реакторов - М.: Энергоатомиздат, 1988, №35. - 168 с.
28. Ring R. J. Post-irradiation mechanical properties of austenitic alloys and effects of intergranular fission product attack // Proc. of the Conf. Irradiation Embrittlement and Creep in Fuel Cladding and Core Components. London, November, 1972. – P. 121.
29. Балашов В.Д., Ботинов С.Н., Прохоров В.И. Влияние облучения на механические свойства сплавов системы Fe-Cr-Ni.- В кн.: Радиационная физика твердого тела и реакторное материаловедение. М.: Атомиздат, 1970, - с. 101-121.
30. Закономерности радиационного охрупчивания и восстановительного отжига 9% хромистой стали для blankets ИТЭР / Звездин Ю.Н., Великарёв О.М., Альтовский И.В., Григорян А.А., Шамардин В.К.// Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез. Р.А.Н. «Курчатовский институт» 1992 г. - с 60-63.

31. Ботинов С.Н., Прохоров В.И., Островский З.Е. Облученные нержавеющие стали. – М.: Наука, 1987, - 128 с.
32. Африканов И.Н. Радиационная повреждаемость конструкционных материалов для ядерных установок: Автореф. дис.... д-ра техн. наук. – М., 1997. - 36 с.
33. Appleby W. K. Swelling in neutron-irradiated 300-series stainless steels // Proc. of Int. Conf. Rad. Effects in Breeder Reactor Structural Materials. Scottsdale, Arisona. 1977. – P. 53. p.509.
34. Flinn J. T., Weiner R. A., Hofman G, L. Fast-neutron swelling of type 304 stainless steel // Amer. Nucl. Soc. Trans. 1978. V. 28. N 3. - P. 224.
35. Buswell J. T. The swelling of stainless steel 304 in BVEM experiments // Proc. of the Brit. Nuc. Energy Soc., Harwell, September, 1974. – P. 128.
36. Brammen J. J., Brown L. The Temperature dependence of void swelling of fast reactor irradiated 316 SS // Proc. Int. Conf. Irradiation Behaviour of Metallic Materials for Fast Reactor Core Components/ Ajaccio Corse, Fiance, 1979. – P. 155.
37. Ehrlich K. Irradiation creep and interirradiation with swelling in austenitic stainless steels // J. Nucl. Mat. 1981. V. 100. N 3. – P. 149.
38. Garner F.A. Recent insights on the swelling and creep of irradiated austenitic alloys.- J. Nucl. Mater., 1984, vol. 122 – 123. – p. 459-471.
39. Garner F.A., Wolfer W.G. Factors which determine the swelling behaviour of austenitic stainless steel. J.Nucl. Mater, 1984, vol. 122-123. – p. 201-206.
40. Garner F.A., Wolfer W.G. The effect of solute addition on void nucleation.- J.Nucl. Mater, 1981, vol. 102. – p. 143-150.
41. Kulcinski G.L. Summary of panel discutlon on austenitic stainless as fussion reactor structural materials. - J.Nucl.Mater 1984, vol. 122-123. – p. 457-458.
42. Naziasz P.J. Swelling and swelling resistance possibilities of austenitic stainless steel in fussion reactors.- J. Nucl. Mater 1984. vol. 122-123.–p.472-486.
43. Rowcliffe A.F., Grossberck M.L. The responce of austenitic steel to radiation damage.- J. Nucl. Mater., 1984, vol. 122- 123. – p. 181-190.
44. Hidekl Matsui, David S. Gelles. Large swelling observed in V-5Fe alloy after irradiation in FFTF. – Annual progress report. Japan-U.S.A. collaboration in fundamental studies of irradiation effects in fusion materials utilizing fission reactors, 1990. – p. 112 - 125.
45. Lehmann J., Dupoy J.M., Brondeur R., Le fluage dirradiation des aciens 316 et 316 Ti // Proc. Int. Conf. Irradiation behaviour ofmetallic materials for Fast Reactor Core Components, June 4-8, 1979. Ajaccio, Corse, France, 1979. – p. 409-414.
46. Влияние величины радиационного распухания на характеристики прочности аустенитной стали ОХ16Н15МЗБ / Неустроев В.С.. Голованов В.Н.. Шамардин Б.К., Повстянко А.Г. // В сб. Радиационная повреждаемость и работоспособность материалов ядерных энергетических установок., Ленинград, ЛПИ, 1990, с. 29-32.
47. Harris D. Irradiation creep in non – fissile metalls and alloys // J. Nucl. Mater., 1977 v. 65. – p. 157-168.
48. McVay G. Irradiation creep of ST304SS // Trans. ANS, 1976 V 23. – p.147.
49. Писаренко Г.С. Прочность материалов и элементов конструкций в экстремальных условиях. Киев., “Наукова Думка” 1980. – 531с.

50. Киселевский В.Н., Полевой Д. В. Влияние реакторного облучения на связь между характеристиками жаропрочности нержавеющей стали аустенитного класса. – Проблемы прочности, 1974, № 4. – с. 46-48.

51. Киселевский В.Н.; Чуприна А.Ф. Исследование влияния циклического воздействия температур на ползучесть и длительную прочность стали ЭИ847.— Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 1969, вып. 5. – с. 51—55.

52. Фейнберг Э.М. Высокочастотные стационарные исследовательские реакторы и их перспективы. – Атомная энергия, 1970, 29, вып. 3. –С.162-168.

53. Gilbert E., Haraing N.E. Comparison of in-reactor creep and postirradiation creep tests of structural materials for nuclear application.- in: Irradiation effects in structural for thermal and fast reactors. Proc. 71st Annu. Meet. Amer. Soc. Test. And Mater., San Francisco, Cal., 1968 Philadelphia (Pa), 1969. – p. 17—37.

54. Bloom E. E., Weir I. R.. Irradiation effects in stainless steel.—Trans. Amer. Nucl. Soc., 1967, 10. N 1. – p. 131-132.

55. Писаренко Г.С. Влияние реакторных излучений на сопротивление ползучести и длительную прочность аустенитной нержавеющей стали ОХ16Н15МЗБ. – Проблемы прочности, 1974, №4. – с.3-8.

56. Laue H., Class K. D., Gujette M. Irradiation-induced biaxial creep behaviour of fuel-elements claddings for fast reactors, experimental and theoretical results. - In: Radiation damage reactor materials: Proc. Symp. Vienna, 1969. Vienna, 1969, vol. 1. – p.385-399.

57. Laue H. J., Bohm H., Hauck H. Multiaxial in-reactor stressrupture strength of stainless steels and a nickel alloy,—In: Irradiation effects in structural alloys for thermal and Fast reactors: Proc. 71st annu. meet. Amer. Soc. Test. and Mater., San Francisco, Cal., 1968. Philadelphia (Pa). 1969. – p. 390—399.

58. Standing J., Bell J. P., Tickle H. Effects of neutron irradiation on creep rupture properties of type 316 stainless steel tubes.—In: Irradiation effects in structural alloys for thermal and fast reactors: Proc. 71st. Annu. meet. Amer, soc. Test. and Mater., San Francisco, Cal. 1968. Philadelphia (Pa), 1969. – p. 414—428.

59. Chin B. A. In-reactor creep of AIS1 316 stainless steel and advanced cladding alloys // Proc. USSR-USA Seminar on Fast Reactor Cladding Materials. Siettle, 12 15 November, 1979. – P. 156.

60. Lewthwaite G. W., Mosdale D. The effects of temperature and dose rate variations of the creep of austenitic stainless steels in the DFR // J. Nucl Mat. 1980. V. 90 N2. – P.205.

61. Bloom E. E., Weir I. R.. Irradiation effects in stainless steel.—Trans. Amer. Nucl. Soc., 1967, 10. N 1. – p. 131-132.

62. Bloom E. E., Weir I. R.. R. Effect of neutron irradiation of the ductility of austenitic stainless steel.—Nucl. Technol., 1972, 16, N 1. – p, 45-54.

63. Bloom E. E; Stiegler J.O. Post irradiation mechanical properties of types 304 and 304+0,15% titanium stainless steel. – Nucl. Technol., 1973,17, N 1. – p. 24-37.

64. Claudson T.T., Barker R W., Fish R. L. The effects of fast flux irradiation on the mechanical properties and dimensional stability of stainless steel.— Nucl, Appl. and Technol., 1970. 9, N I. – p. 10 -23.

65. Dudey N. D. Harkness S. D., Farrar H. Helium production in EBR-II irradiated stainless steel.—Nucl. Appl. and Technol., 1970, 9, N 11. – p. 700— 710.

66. Gilbert E., Haraing N.E. Comparison of in-reactor creep and postirradiation creep tests of structural materials for nuclear application.- in: Irradiation effects in structural for thermal and fast reactors. Proc. 71st Annu. Meet. Amer. Soc. Test. And Mater., San Francisco, Cal., 1968 Philadelphia (Pa), 1969. – p. 17—37.

67. Hinkle N. E. Effect of neutron bombardment on stress—rupture properties of some structural alloys.—In: Symp. Radiat. effect metals and neutron dosimetry, Los Angeles, Cal., 1962. Philadelphia (Pa), 1963. – p. 344-358.

68. Kangilaski M. Radiation effects in structural materials,—React. Mater, 1970, 13. N 3. – p. 124—131.

69. Kramer D., Garr K. R., Rhodes C. G. Helium embrittlement of fuel-cladding alloys for potential service in fastbreeder reactors.—In: Radiation damage reactor material: Proc. Symp. Vienna, 1969. Vienna. 1969, vol.1. – p.303—313.

70. Ward A. L., Holmes S. S. Ductility loss in fast reactor irradiated stainless steel. - Nucl. Appl. and Technol., 1970, 9, N 5. – p. 271—272.

71. Williams G. A., Carter J.W. Creep of annealed type of 304 stainless steel during irradiation and its engineering significance.—In: Effects of radiation on structural Metals. Philadelphia. (Pa), 1969. – p.352-370.

72. Келли Б. Радиационное повреждение твердых тел.—М.: Атомиздат, 1970. – 236с.

73. Byoung Whie Lee. Effect helium on high temperature properties of 2 1/4 Mo and type 316 stainless steel.—Trans. Iron and Steel Inst. Jap., 1970, 10, N 5. – p.325—331.

74. Claudson T.T., Barker R W., Fish R. L. The effects of fast flux irradiation on the mechanical properties and dimensional stability of stainless steel.— Nucl, Appl. and Technol., 1970. 9, N I. – p. 10—23.

75. Garr K. R, Kramer D., Rhodes C.G. The effect of helium on the stress-rupture behavior of type 316 stainless steel.—Met. Trans., 1971, 2, N 7. – p. 269 -275.

76. Garzarolli F., Francke K. P., Fischer I. Neutron embrittlement of two austenitic iron—base—alloys at elevated temperatures. I. Influence of alloy-type and heat analysis.—J. Nuci, Mater., 1966, 28 N 3. – p. 280—290.

77. Kawasaki M., Hishinuma A., Nagasaki R. Behavior of boron in stainless steel detected by fission track etching method and effect of radiation on tensile properties.—J. Nucl. Mater., 1971. 39, N 2. – p. 166—174.

78. Kramer D., Garr K. R., Rhodes C. G. Helium embrittlement of fuel-cladding alloys for potential service in fastbreeder reactors.—In: Radiation damage reactor material: Proc. Symp. Vienna, 1969. Vienna. 1969, vol.1. – p.303—313.

79. Standring J., Bell J. P., Tickle H. Effects of neutron irradiation on creep rupture properties of type 316 stainless steel tubes.—In: Irradiation effects in structural alloys for thermal and fast reactors: Proc. 71st. Annu. meet. Amer, soc. Test. and Mater., San Francisco, Cal. 1968. Philadelphia (Pa), 1969. – p. 414—428.

80. Kangilaski M. Radiation effects in structural materials,—React. Mater, 1970, 13. N 3. – p. 124—131.

81. Flinn J. B. In-reactor deformation of solution annealed type 304 L, stainless steel,—Journal of Nuclear Materials, 1977, vol 65, N 1. – p. 210—223.

82. Kenfld T. A. Stress-free swelling in type 304 stainless steel at high fluences.—Transaction of the American Nuclear Society, 1976, v. 24. – p.146-147.

83. Harman D. G. Incoloy-800. Enhanced resistance to radiation damage,— Nucl. Appl. and Technol., 1970, 9, N 4. – p. 561—571.

84. Levy I. S., Wheeler K. R. Improved postirradiation tensile and stress-rupture properties of Hastelloy X-280.—In: Effects of radiation on structural metals. Philadelphia (Pa), 1967. – p. 458—486.

85. Mager T. R., Hazelton W. S. Evaluation by linear elastic fracture mechanics of radiation damage to pressure-vessel steels. – In: Radiation damage reactor materials: Proc. Symp., Vienna, 1969, vol. 1, p 317—331.

86. Martin W. R., Weir J. R. Postirradiation creep and stress rupture of Hastelloy N.— Nucl. Appl., 1967, 3, N 3. – p. 167—177.

87. McCoy H. E., Gehlbach R. E. Influence of irradiation temperature on the creep-rupture properties of Hastelloy N. — Nucl. Technol., 1977, 11, N 7.—p. 45—60.

88. Вотинов С. Н., Лосев Н. П., Прохоров В. И. Оценка внутриреакторной длительной прочности конструкционных материалов.— Пробл. прочности, 1971, № 5. - С. 61—64.

89. Вотинов С. Н., Прохоров В. И., Балашов В. Д. Роль облучения в высокотемпературной хрупкости сталей,—В кн.. Радиационная физика твердого тела и реакторное материаловедение. М., 1970, с. 82—94.

90. Balashov V.D., Votinov S.N., Grintshuk P. P. The role of in-pile irradiation in producing-temperature brittleness in steels.—In: Radiat damage reactor mater proc. symp., Vienna, 1969. Vienna. 1969 vol. 1. – p. 417—427.

91. Эффекты реакторного облучения в некоторых нержавеющей сталях / Н.П. Агапова, В.Д. Балашов, С.Н. Вотинов и др.—Мелекес, 1969, – 23с.

92. Williams G. A., Carter J.W. Creep of annealed type of 304 stainless steel during irradiation and its engineering significance.—In: Effects of radiation on structural Metals. Philadelphia. (Pa), 1969. – p.352-370.

93. Киселевский В. Н. Об уравнении состояния структурноустойчивой нержавеющей стали в радиационном поле высокой интенсивности. – Проблемы прочности, 1974, № 7. – с. 30—33.

94. Козлов В.Ф. Справочник по радиационной безопасности. М.: Атомиздат. 1987. – 192с.

95. Lehmann J., Dupoy J.M., Brondeur R., Le fluage dirradiation des aciens 316 et 316 Ti // Proc. Int. Conf. Irradiation behaviour ofmetallic materials for Fast Reactor Core Components, June 4-8, 1979. Ajaccio, Corse, France, 1979. – p. 409-414.

Данная работа выполнена в рамках работы над грантом РФФИ № 12-01-31130 Мол_а «Нелинейные модели деформирования и методы определения долговечности элементов конструкций, взаимодействующих с агрессивными средами и полями».