

На правах рукописи

ПЕТКОВА АНИ ПЕТРОВА

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ И СТРУКТУРНО-ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ
КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Специальность: 05.02.01 – Материаловедение (машиностроение)

Автореферат диссертации на
соискание ученой степени
доктора технических наук

Санкт-Петербург
2003

Работа выполнена на кафедре металловедения Государственного образовательного учреждения высшего профессионального образования "Санкт-Петербургский государственный политехнический университет" (ГОУ "СПбГПУ")

Научный консультант:

засл. деятель науки и техники, академик АИН РФ,
доктор технических наук, профессор А.М.Паршин

Официальные оппоненты:

доктор технических наук, профессор П.А. Платонов

доктор технических наук А.И. Рыбников

доктор технических наук Г.Н. Филимонов

Ведущая организация:

институт проблем машиноведения РАН

Защита состоится "21" октября 2003 г. в 16 часов на заседании диссертационного совета Д 212.229.19 в Государственном образовательном учреждении высшего профессионального образования "Санкт-Петербургский государственный политехнический университет" (ГОУ "СПбГПУ") по адресу: 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29, лабораторно-аудиторный корпус, кафедра машин и технологии обработки металлов давлением.

С диссертационной работой можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ГОУ "СПбГПУ".

Автореферат разослан "04" сентября 2003 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор технических наук

Востров В.Н.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования. К настоящему времени доля электроэнергии, вырабатываемой на атомных электростанциях (АЭС), составляет около 13% всей производимой в России электроэнергии, причем в последние три года прирост выработки электроэнергии на АЭС составил 6–7%. В соответствии с долгосрочным прогнозом Минатома развития атомной энергетики до 2020 г., средний прирост производства электроэнергии на АЭС составит 5% в год. Как в настоящее время, так и в ближайшие 20 лет отечественная ядерная энергетика будет базироваться на корпусных водоохлаждаемых реакторах на тепловых нейтронах с водой под давлением типа ВВЭР и кипящих канальных уран-графитовых реакторах на тепловых нейтронах с водяным теплоносителем типа РБМК. Отечественные транспортные атомные энергетические установки также оснащены тепловыми водо-водяными реакторами с водой под давлением типа ВВЭР.

К числу требований, предъявляемых к конструкционным материалам атомных энергетических установок (АЭУ), относится необходимость сохранения в процессе длительной эксплуатации высокого уровня механических характеристик, и, прежде всего, деформационной способности, как элементов активной зоны, так и корпусов ядерных реакторов. Нейтронное облучение даже достаточно низкими повреждающими дозами (порядка 10^{20} нейтр/см²) снижает деформационную способность сталей и сплавов как при высоких, так и при низких температурах эксплуатации, повышает критическую температуру хрупко-вязкого перехода в материалах с ОЦК- и ГПУ-решетками, смещая ее в область положительных (рабочих) температур.

Интервал максимального проявления низкотемпературного радиационного охрупчивания применяемых и перспективных конструкционных материалов с различным типом кристаллической решетки (аустенитных сталей и сплавов, ферритных и ферритно-мартенситных хромистых сталей, титан-циркониевых сплавов и т.д.) совпадает с основным рабочим интервалом температур (200–350°C) элементов активной зоны транспортных и стационарных водо-водяных энергетических реакторов. В связи с отмеченным, низкотемпературному радиационному охрупчиванию уделяется основное внимание при изучении воздействия нейтронного облучения на аустенитные хромоникелевые стали и сплавы, являющиеся одними из наиболее перспективных конструкционных материалов активной зоны атомных энергетических установок, а также на материалы с ОЦК- и ГПУ-решетками.

Достигнутые к настоящему времени успехи в изучении явлений низкотемпературного радиационного охрупчивания и радиационной хладноломкости связаны с работой научных коллективов, возглавлявшихся А.Д.Амаевым, С.Н.Вотиновым, И.В.Горыниным, В.Ф.Зеленским, Ю.К.Конобеевым, И.С.Лупаковым, И.М.Неклюдовым, А.М.Паршиным, П.А.Платоновым, В.В.Рыбиным, В.А.Цыкановым и др.

К настоящему времени в области низкотемпературного радиационного упрочнения и охрупчивания проведены многочисленные исследования, касавшиеся, в основном, перлитных сталей, применяемых для изготовления корпусов водо-водяных энергетических реакторов (ВВЭР) транспортных и стационарных АЭУ. Вопросам низкотемпературного радиационного упрочнения и охрупчивания коррозионно-стойких сталей и сплавов посвящено значительно меньшее количество работ, в которых не учитывался динамический характер пластической деформации, связанная с этим неоднородность и пластическая нестабильность, а также взаимодействие дисло-

кационной структуры в процессе ее эволюции с продуктами структурных превращений на различных стадиях распада метастабильных твердых растворов. Поэтому, не смотря на длительное время, прошедшее с начала выполнения работ в этой области, не было предложено единой концепции низкотемпературного радиационного упрочнения и охрупчивания, учитывающей влияние условий облучения, испытания, а также структурных параметров, на развитие эффектов пластической нестабильности. Разработка такой концепции позволит сформулировать пути повышения пластичности, предельной повреждающей дозы, а, следовательно, и ресурса работы конструкционных материалов активной зоны в области низкотемпературного радиационного охрупчивания.

Многочисленные исследования, проведенные в области радиационной хладноломкости, также в основном, касаются перлитных корпусных сталей. Развитие ядерной энергетики требует не только разработки мер по повышению срока службы сталей перлитного класса, но и рассмотрения возможности применения в качестве материалов корпусов водо-водяных энергетических реакторов коррозионно-стойких конструкционных материалов (в частности, мартенситно-старееющих сталей марки 05X13H4M), устраняющих необходимость нанесения на внутреннюю поверхность корпусов реакторов антикоррозионной наплавки аустенитными сталями и сплавами. Перспектива применения мартенситно-старееющих коррозионно-стойких сталей в качестве корпусных материалов требует убедительных экспериментальных данных по радиационной хладноломкости этих материалов после облучения высокими повреждающими дозами, а также изучения процессов длительного теплового старения, стимулируемого радиацией, и их влияния на степень развития охрупчивания и сдвиг температуры хрупко-вязкого перехода в область положительных температур.

Теоретический и практический интерес представляет распространение концепции низкотемпературного упрочнения и охрупчивания сталей и сплавов под действием облучения на другие способы упрочнения материалов и разработка концепции изменения максимально достижимой для данного материала прочности в зависимости от его качества, учитывающей влияние структурных параметров на развитие эффектов пластической нестабильности.

Связь работы с научными программами. Работа выполнена на кафедре "Металловедение" Санкт-Петербургского государственного политехнического университета в рамках Грантов министерства образования РФ "Структурно-принудительная рекомбинация и пути ослабления или подавления радиационного распухания конструкционных материалов" (1996–1997 гг., № Гос. рег. 3864091), "Низкотемпературное радиационное охрупчивание аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов" (1998–1999 гг., № Гос. рег. 020409801), "Исследование низкотемпературного радиационного охрупчивания аустенитных сталей и сплавов и радиационной хладноломкости водо-водяных ядерных реакторов" (2002–2003 гг., № Гос. рег. 020409301).

Цель и основные задачи исследования. Целью работы являлось установление закономерностей и физических механизмов влияния параметров облучения, испытания, исходной структуры материала и ее эволюции под действием облучения на эффекты низкотемпературного радиационного охрупчивания и радиационной хладноломкости применяемых и перспективных материалов водо-водяных энергетических реакторов транспортных и стационарных АЭУ. Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи.

1. Рассмотреть влияние структурных превращений на ранних стадиях распада в материалах с различным типом кристаллической решетки на основные критерии оценки работоспособности применяемых и перспективных конструкционных материалов активной зоны и корпусов водо-водяных энергетических реакторов транспортных и стационарных АЭУ.

2. На основе анализа характера изменения механических характеристик и разрушения облученных металлов, склонных к низкотемпературному радиационному охрупчиванию и радиационной хладноломкости, выделить основные признаки, позволяющие разграничить области проявления низкотемпературного радиационного охрупчивания и радиационной хладноломкости.

3. Установить общие закономерности и особенности изменения механических характеристик облученных материалов в области низкотемпературного радиационного охрупчивания в зависимости от типа кристаллической решетки, условий облучения и испытания, а также структурных параметров, характеризующихся исходной структурой, величиной зерна, чистотой металла, микролегированием редкоземельными элементами (РЗМ), характером распада метастабильных твердых растворов в процессе облучения.

4. Исследовать физические механизмы влияния микролегирования бором и редкоземельными элементами на склонность облученных материалов к низкотемпературному радиационному охрупчиванию.

5. Предложить концепцию низкотемпературного радиационного упрочнения и охрупчивания аустенитных сталей и сплавов, учитывающую влияние условий облучения, испытания, а также структурных параметров на развитие эффектов пластической неустойчивости.

6. На основании предложенной концепции дать рекомендации по повышению пластичности, предельной повреждающей дозы a , следовательно, и ресурса работы конструкционных материалов активной зоны в области низкотемпературного радиационного охрупчивания.

7. Исследовать влияние на радиационную хладноломкость условий облучения и испытания, а также величины зерна, чистоты металла, характера распада метастабильных твердых растворов в процессе длительного теплового старения, интенсифицируемого облучением; предложить пути снижения радиационной хладноломкости, связанные с повышением качества металла и его рациональным легированием.

8. Оценить возможность применения в качестве материалов корпусов водо-водяных энергетических реакторов коррозионно-стойких мартенситно-стареющих высокопрочных сталей типа 05X13H4M, устраняющих необходимость нанесения на внутреннюю поверхность реакторов антикоррозионной наплавки аустенитными сталями и сплавами.

9. Установить влияние качества металла, условий металлургического передела, взаимодействия дислокационной структуры в процессе ее эволюции с продуктами структурных превращений на различных стадиях распада метастабильных твердых растворов на упрочнение и охрупчивание материалов в интервале умеренных температур; на основании проведенного исследования предложить концепцию изменения максимально достижимой для данного материала прочности (критической плотности дислокаций) в зависимости от его качества, учитывающую влияние различных

способов упрочнения, а также структурных параметров на развитие эффектов пластической нестабильности.

Предметом исследования являются закономерности и физические механизмы низкотемпературного радиационного охрупчивания и радиационной хладноломкости применяемых и перспективных материалов водо-водяных энергетических реакторов транспортных и стационарных АЭУ, устанавливающие взаимосвязи между параметрами облучения, дефектной структурой и структурными превращениями на различных стадиях распада в облученных материалах.

Научная значимость полученных результатов состоит в:

– установлении определяющего влияния структурных превращений на ранних стадиях распада в материалах с различным типом кристаллической решетки на процессы низкотемпературного радиационного охрупчивания, а также другие критерии работоспособности конструкционных материалов АЭУ;

– установлении общих закономерностей и особенностей изменения механических характеристик облученных материалов в области низкотемпературного радиационного охрупчивания в зависимости от типа кристаллической решетки, условий облучения и испытания, а также структурных параметров, характеризующихся исходной структурой, величиной зерна, чистотой металла, микролегированием РЗМ, характером распада метастабильных твердых растворов в процессе облучения;

– исследовании физических механизмов влияния микролегирования бором и редкоземельными элементами (итрий, скандий и др.) на склонность облученных материалов к низкотемпературному радиационному охрупчиванию;

– разработке концепции низкотемпературного радиационного упрочнения и охрупчивания аустенитных сталей и сплавов, учитывающей влияние условий облучения, испытания, а также структурных параметров на развитие эффектов пластической нестабильности;

– исследовании влияния на сдвиг порога хладноломкости условий облучения и испытания, величины зерна, чистоты металла, характера распада метастабильных твердых растворов в процессе длительного теплового старения, интенсифицируемого облучением;

– выдвигании концепции прочности сталей и сплавов, рассматривающей закономерности изменения максимально достижимой для данного материала прочности в зависимости от его качества с учетом влияния различных способов упрочнения, а также структурных параметров на развитие эффектов пластической нестабильности.

Практическая значимость. Даны рекомендации по возможности применения в качестве перспективных конструкционных материалов для оболочек тепловыделяющих элементов транспортных и стационарных атомных энергетических установок высоконикелевых сплавов типа 03X20H45M4БЧ и 03X20H45M4БРЦ на основании оценки их сопротивляемости низкотемпературному радиационному охрупчиванию, радиационному распуханию, радиационной ползучести, коррозионным повреждениям в сравнении со сталью 03X16H15M3Б.

Выдвинутая концепция низкотемпературного радиационного упрочнения и охрупчивания аустенитных сталей и сплавов, учитывающая развитие эффектов пластической нестабильности и влияние на них условий облучения, испытания, структурных параметров, а также сформулированные на ее основе рекомендации по повышению пластичности, предельной повреждающей дозы и увеличению ресурса работы

аустенитных конструкционных материалов (в 2,5–3 раза) в области низкотемпературного радиационного охрупчивания, могут быть использованы при разработке конструкционных материалов активной зоны транспортных и стационарных энергетических установок.

Оценена возможность применения в качестве материалов корпусов ВВЭР коррозионно-стойких конструкционных материалов (мартенситно-старееющих сталей типа 05X13H4M), устраняющих необходимость нанесения на внутреннюю поверхность реакторов антикоррозионной наплавки аустенитными сталями и сплавами.

Апробация работы. Материалы работы доложены на V Российско-Японском симпозиуме "Взаимодействие заряженных частиц с твердыми телами" (Белгород, БГУ, июнь 1996г.), III Российском симпозиуме "Синергетика, структура и свойства материалов, самоорганизующиеся технологии" (Москва, ИМЕТ РАН, октябрь 1996г.), Международной научно-технической конференции "Высокие технологии в современном материаловедении" (Санкт-Петербург, май 1997г.), Международной научно-технической конференции "Электрофизические и электрохимические технологии" (Санкт-Петербург, СПбГТУ, июнь 1997г.), Научно-технической конференции "Фундаментальные исследования в технических университетах" (Санкт-Петербург, СПбГТУ, июнь 1997г.), II и IV международных конференциях "Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности металлоконструкций и методы их решения" (Санкт-Петербург, СПбГТУ, 1997, 2001 гг.), Межвузовской научной конференции "XXVII неделя науки СПбГТУ" (Санкт-Петербург, июнь 1999г.), XIII Петербургских чтениях по проблемам прочности (Санкт-Петербург, март 2002 г.), VII, VIII и IX конференциях стран СНГ "Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов" (Белгород, БГУ, 1997, 1999, 2001 гг.), XV международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению (Украина, г. Алушта, июнь 2002г.), а также на научно-техническом семинаре "Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов" кафедры "Металловедение" Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.

Публикации. Основное содержание диссертационной работы изложено в 47 печатных работах, в том числе 19 – в специализированных журналах (4 – без соавторов).

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, основных выводов и списка литературных источников. Общий объем диссертации – 396 страниц, включая 290 страниц машинописного текста, 28 таблиц, 100 рисунков и список литературных источников из 297 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении кратко описано состояние проблемы, обоснована ее актуальность, определены цели и задачи работы, изложена научная новизна полученных результатов, их практическая и научная значимость, представлены основные положения, выносимые на защиту, указан объем и структура диссертации.

В первой главе "Материалы и методики исследования" приводятся химический состав, режимы термической обработки и параметры облучения материалов с различным типом кристаллической структуры, выбранных в качестве объектов исследования. В этом же разделе приводится описание методик исследования сталей и

сплавов, рассмотренных в настоящей работе: стандартных и дистанционных механических испытаний, металлографического анализа, электронно-микроскопического анализа, микрофракционного анализа, физико-химического анализа, физических методов исследования и испытаний на склонность к межкристаллитной коррозии по методу АМ (ГОСТ 6032–89).

Во второй главе "Влияние структурных превращений под действием облучения на основные критерии работоспособности конструкционных материалов АЭУ" на основе анализа и обобщения широкого комплекса экспериментальных данных и опыта эксплуатации стационарных и транспортных атомных энергетических установок показано, что нейтронное облучение ускоряет процессы ползучести, усиливает временную зависимость прочности, резко снижает кратковременную и длительную пластичность при умеренных (20–450°C), высоких (500–800°C) и особенно сверхвысоких (выше 800°C) температурах, повышает критическую температуру перехода из хрупкого состояния в вязкое (для ОЦК- и ГПУ-металлов), снижает коррозионную стойкость, а также при накоплении определенной дозы нейтронов вызывает порообразование и радиационное распухание.

В условиях нейтронного облучения вследствие избытка дефектов кристаллического строения интенсифицируются диффузионные процессы и, как следствие, ускоряется зарождение и обособление избыточных карбидных, интерметаллидных и других фаз. Процессы образования и коалесценции радиационных дефектов, а также процессы их аннигиляции определяются не только условиями радиационного облучения, но и структурным состоянием исходного материала, а также структурными превращениями на различных этапах распада твердого раствора при температурно-временных и температурно-деформационных циклах.

Основными структурными факторами, влияющими на радиационную повреждаемость конструкционных материалов, являются однородность распада пересыщенных твердых растворов, фактор размерного несоответствия и длительность инкубационного периода формирования вторичных избыточных фаз. При однородном распаде твердого раствора под облучением и формировании при этом системы предвыделений вторичной фазы, создающих значительные поля напряжений в матрице, осуществляется как эффективное ослабление потоков межузельных атомов на "далекие" структурные стоки из-за их экранирования полями напряжений предвыделений, так и усиление рекомбинации разноименных дефектов (дополнительная рекомбинация).

Аустенитным хромоникелевым сталям типов 18–8, стабилизированным и не стабилизированным титаном или ниобием, а также сталям других подобных композиций с твердорастворным упрочнением, при распаде свойственно в основном избирательное выпадение карбидов хрома типа $Cr_{23}C_6$ и σ -фазы типа $FeCr$ по границам зерен с незначительным размерным несоответствием ($\eta \sim 1\%$). Аустенитным хромоникелевым сталям типа X16H15M3B свойственно избирательное выпадение σ -фазы типа $Fe(Cr, Mo)$ ($\eta \sim 1\%$) по границам зерен и преимущественно внутризеренное относительно однородное выпадение фазы Лавеса типа Fe_2Mo ($\eta = 10\%$). Для высоконикелевых сплавов с твердорастворным упрочнением марок X20H45M4B, X20H45M4BЧ, 03X20H45M4БРЦ характерно выпадение небольшого количества карбидов типа $Me_{23}C_6$, преимущественно обособливающих по границам зерен, и сравнительно од-

нородное выделение интерметаллидной фазы типа $Ni(Nb, Mo)_2$ с решеткой карбида Me_6C внутри зерен твердого раствора ($\eta = 18,8\%$).

Аустенитные хромоникелевые стали типов 18–8, 15–15 и других композиций с относительно небольшим содержанием никеля в сравнимых условиях эксперимента не обнаруживают существенного изменения электросопротивления в процессе старения в интервале температур 350–650°C, что свидетельствует об отсутствии у них развитого инкубационного периода распада твердых растворов. Хромоникелевым аустенитным сплавам с высоким содержанием никеля (30–50%) свойственно весьма раннее развитие начальных стадий распада – появление сегрегатов (рис. 1, кривая 1–1) в температурном интервале низкотемпературного охрупчивания. В температурно-временном интервале между линиями 1–1 и 2–2 происходит многостадийный процесс, начинающийся с формирования сегрегатов и заканчивающийся обособлением равновесной фазы, имеющей поверхность раздела с маточным твердым раствором. Линия 1–1, точки на которой получены методом измерения электросопротивления, относительно условна и обозначает возможности экспериментального исследования распада.

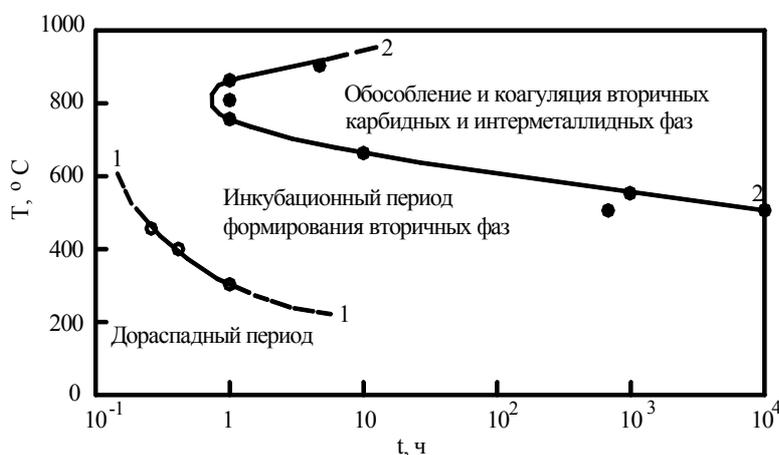


Рис. 1. Вид диаграммы структурных превращений в сплавах типа 03X20N45M4Б

и других дефектов кристаллического строения и эволюцией дефектной структуры под воздействием температуры, времени, нагрузки, облучения, но и их взаимодействием с продуктами структурно-фазовых превращений на различных этапах распада твердых растворов.

Существенными недостатками применяемых в качестве материалов активной зоны хромоникелевых сталей со сравнительно низким содержанием никеля (до 15%) является недостаточная стойкость последних к коррозионному растрескиванию в водных средах и склонность к низкотемпературному радиационному охрупчиванию, усиливаемому развитием радиационного распухания и вакансионного порообразования в рабочем интервале температур после облучения высокими повреждающими дозами.

Значительно меньшая склонность к радиационному распуханию и вакансионному порообразованию высоконикелевых сплавов по сравнению со сталями типа 18–8 и 15–15 в сходных условиях эксперимента связана с дополнительной рекомбинаци-

Структурные превращения, протекающие на различных стадиях распада твердых растворов, оказывают определяющее влияние на прочность и пластичность, а также на другие критерии работоспособности – радиационное распухание, радиационную и коррозионную повреждаемость и др. Изменение механических характеристик и других критериев работоспособности конструкционных материалов определяется не только характером распределения дислокаций

ей разноименных радиационных дефектов за счет "экранирования" межузельных атомов от дислокаций и "далеких" структурных стоков полями напряжений, возникающими у предвыделений в процессе однородного непрерывного распада. Микролегирование редкоземельными элементами (РЗМ), создающими поля напряжений вследствие размерного несоответствия с матрицей, а также служащими центрами зарождения вторичных фаз или формирующими самостоятельную избыточную фазу, способствует снижению радиационного распухания и вакансионного порообразования.

Недооценка повышенной склонности высоконикелевых сплавов по сравнению с аустенитными сталями типов 18–8 и 15–15 к межкристаллитной коррозии, обусловленной повышенной растворимостью в высоконикелевом твердом растворе карбидов (карбонитридов) ниобия при высоких температурах, приводит не только к переходу от транскристаллитного коррозионного растрескивания к интеркристаллитному, но и к заметному ускорению течения этого процесса. Подавление склонности к межкристаллитной коррозии высоконикелевых аустенитных сплавов путем оптимального их легирования титаном или ниобием не только предотвращает развитие интеркристаллитного растрескивания при относительно низких температурах (ниже 200–250°C), но и обеспечивает более высокое сопротивление коррозионному растрескиванию в напряженном состоянии в агрессивных средах по сравнению со сталями типа 18–8, 15–15, 15–20 и других композиций с пониженным содержанием никеля.

Предотвращение потери герметичности (проявления газовой неплотности) тепловыделяющих элементов транспортных АЭУ в период эксплуатации, обусловленной низкотемпературным радиационным охрупчиванием, требует либо разработки мер по повышению радиационной стойкости применяемых материалов (например, микролегирования аустенитных сталей типа X16H15M3B бором и РЗМ), либо ограничения длительности их работы с учетом реальной работоспособности в области умеренных температур. Для оценки возможности применения в качестве перспективных конструкционных материалов для оболочек тепловыделяющих элементов транспортных и стационарных АЭУ коррозионно- и радиационно-стойких высоконикелевых сплавов 03X20H45M4БЧ и 03X20H45M4БРЦ, сталей типа 01X13M (ОЦК-решетка) и α -сплавов титана (ГПУ-решетка) необходимо сравнительное исследование склонности к низкотемпературному радиационному охрупчиванию указанных и применяемых материалов.

Вследствие склонности сталей типа 01X13M (ОЦК-решетка) к радиационной хладноломкости с увеличением повреждающей дозы становится опасным сдвиг критической температуры хрупко-вязкого перехода в область положительных (рабочих) температур и значительное снижение работы разрушения. Эти вопросы также требуют дополнительных исследований.

Развитие ядерной энергетики требует не только разработки мер по повышению срока службы сталей перлитного класса, но и рассмотрения возможности применения в качестве материалов корпусов реакторов на тепловых нейтронах коррозионно-стойких конструкционных материалов (например, мартенситно-стареющих сталей типа 05X13H4M), устраняющих необходимость нанесения на внутреннюю поверхность реакторов антикоррозионной наплавки аустенитными сталями и сплавами.

Определяющее влияние на сопротивляемость стали 05X13H4M коррозионному растрескиванию, а также на ее радиационную стойкость оказывает степень пересы-

щения мартенсита углеродом. Уменьшая степень пересыщения твердого раствора в результате выделения карбидов $Me_{23}C_6$ (варьированием температуры и длительности старения), можно регулировать уровень получаемого комплекса механических характеристик, сопротивляемость металла коррозионному растрескиванию, а также его радиационную стойкость. Для оценки перспективности применения указанных коррозионно-стойких мартенситно-стареющих сталей в качестве корпусных материалов необходимы убедительные экспериментальные данные по радиационной хладноломкости этих материалов после облучения высокими повреждающими дозами, а также изучение процессов длительного теплового старения, стимулируемого радиацией, и их влияния на степень развития охрупчивания и сдвиг температуры хрупко-вязкого перехода в область положительных температур.

В третьей главе "Исследование общих закономерностей и механизмов низкотемпературного радиационного упрочнения и охрупчивания сталей и сплавов" изучено явление снижения деформационной способности облученных конструкционных материалов в области температур 20–450°C, получившее название низкотемпературного радиационного охрупчивания (НТРО). Установлено, что НТРО проявляется на широком классе материалов: аустенитных сталях и сплавах (20–450°C), никеле и его сплавах (20–400°C), ферритных и ферритно-мартенситных хромистых сталях (20–500°C), α -сплавах титана (20–400°C) и т.д.

Радиационное упрочнение материалов в низкотемпературной области выражается не только в увеличении предела текучести и снижении скорости упрочнения облученных материалов, но и в проявлении пластической нестабильности в материалах, которая может явиться причиной резкого снижения пластичности. При достаточно высоких дозах облучения ($\geq 1-10$ сна) стадия, соответствующая "площадке" на кривой растяжения (пластической нестабильности типа Чернова-Людерса), непосредственно переходит в стадию разрушения материала, т. к. он оказывается неспособен выйти из режима каналирования дислокаций.

Для температурной области НТРО под действием нейтронного (ионного) облучения, характерны следующие основные признаки: транскристаллитный характер разрушения конструкционных материалов в температурном интервале НТРО; значительный рост пределов текучести и прочности облученных материалов и вырождение равномерного и локального относительных удлинений, приводящие с увеличением повреждающей дозы к потере устойчивости пластического деформирования (пластической нестабильности), локализации пластической деформации облученного металла в тонких полосах скольжения (эффекту каналирования дислокаций) и падению прочностных характеристик; возможность восстановления пластичности в области НТРО (в отличие от области высокотемпературного радиационного охрупчивания) высокотемпературным отжигом.

После облучения материалов в интервале НТРО высокими повреждающими дозами на кривых растяжения сразу же по достижении верхнего предела текучести наблюдается падение напряжения и пластическое течение с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения (пластическая нестабильность), при этом деформация начинается в местах локальной концентрации напряжений с образования шейки. В интервале умеренных температур явлению пластической нестабильности подвержены в основном ОЦК- (например, сплавы системы $Mo-0,11Zr-0,002B$) и ГПУ-металлы (например, α -сплавы титана) и в меньшей степени ГЦК-металлы и

сплавы. Пластическая нестабильность аустенитных сталей (например, стали типа J316) проявляется при облучении повреждающими дозами, превышающими 10^{22} нейтр/см².

Основным микроструктурным признаком пластической нестабильности является локализация процесса пластической деформации облученного металла в тонких полосах (каналах) скольжения, число которых в сравнении с необлученным материалом крайне мало. Однако, число дислокаций, движущихся по этим полосам (каналам) скольжения, значительно выше, чем в необлученном материале. Пластическая нестабильность характерна для структур с преобладающей и высокой долей дислокационных петель в общем количестве радиационных дефектов.

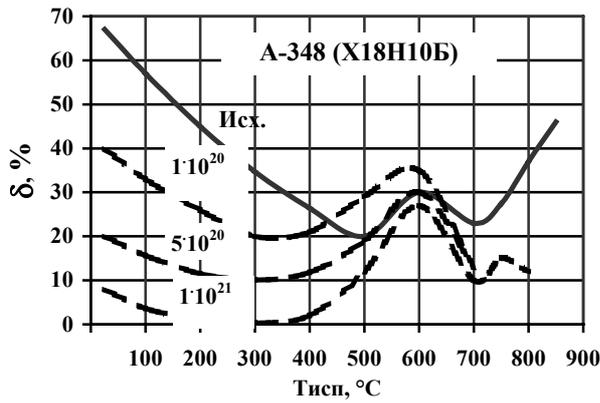
Величина эффекта НТРО зависит от ряда факторов – типа кристаллической решетки, температуры испытания, температуры и дозы облучения, скорости деформации, микролегирования РЗМ, чистоты металла, содержания никеля и величины зерна. Установлено, что в сходных условиях облучения и испытания ферритные стали и некоторые другие материалы с ОЦК-решеткой более склонны к НТРО, чем материалы с ГПУ- (α -сплавы титана) и особенно с ГЦК-решеткой (аустенитные стали и высоконикелевые сплавы); минимальные значения относительного (полного и равномерного) удлинения облученных аустенитных (а также ферритных и ферритно-мартенситных) материалов в области НТРО обнаружены в интервале температур 200–400°C; наиболее резкое охрупчивание аустенитных сталей и других исследованных материалов проявляется после облучения примерно в том же температурном интервале (250–350°C); увеличение дозы облучения или скорости деформирования ускоряет снижение пластичности аустенитных сталей и сплавов в области НТРО и сдвигает минимум пластичности в сторону более низких температур; микролегирование РЗМ, повышение содержания никеля, применение крупнозернистых материалов и специальных способов выплавки (ЭШП, ВД, ВИ+ВД) замедляют снижение пластичности аустенитных сталей и сплавов в температурном интервале НТРО (рис. 2).

Следует отметить, что и необлученные аустенитные хромоникелевые стали, как и другие исследованные материалы, проявляют некоторое снижение пластических характеристик при кратковременном растяжении в интервале температур 200–400°C, то есть в температурном интервале "синеломкости", наиболее часто встречающемся у перлитных сталей. Снижение пластичности исследованных материалов в указанном температурном интервале можно связать с протеканием ранних стадий формирования карбидных и нитридных фаз в процессе деформации.

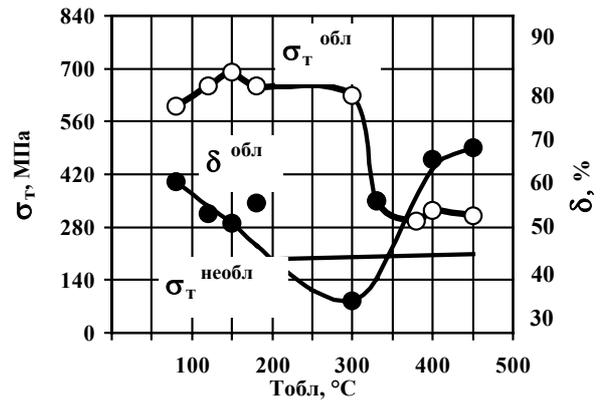
В сравнении с другими хромоникелевыми аустенитными материалами высоконикелевый сплав X20H45M4B до облучения имеет весьма высокую пластичность в широком интервале температур. Сплав практически не обнаружил снижения пластичности в интервале температур 200–400°C при кратковременном растяжении. Исследованный сплав имеет очень небольшое содержание азота и углерода в твердом растворе с целью предотвращения склонности к межкристаллитной коррозии¹. В таком случае отсутствие охрупчивания в сплаве типа X20H45M4B в исходном состоянии и обнаружение усиленного снижения пластических характеристик под действием нейтронного облучения в интервале температур 300–400°C свидетельствует о том, что нейтронное облучение ускоряет выпадение карбидных и нитридных фаз типа Cr₂₃C₆ и Cr₂N.

¹ Отношение содержания ниобия к содержанию углерода (Nb/C) в сплаве находится в пределах 30–50.

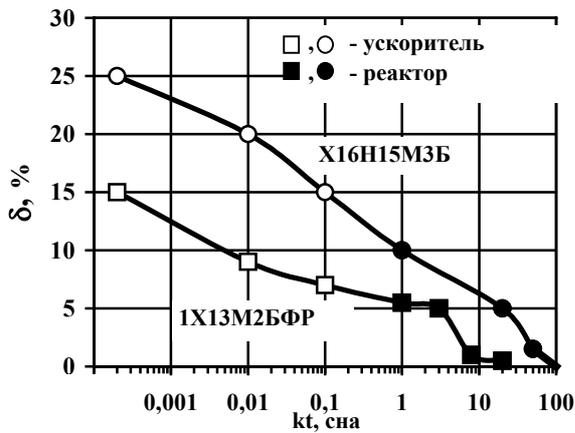
В аустенитных хромоникелевых сталях типов 18–8, 15–15 и других композициях в близких условиях эксперимента (облучение дозами $5,5 \cdot 10^{21}$ нейтр/см², температура облучения 300–350°C) охрупчивание в интервале температур 20–400°C происходит более резко, а их полные относительные удлинения снижаются до 2–5% (рис. 3).



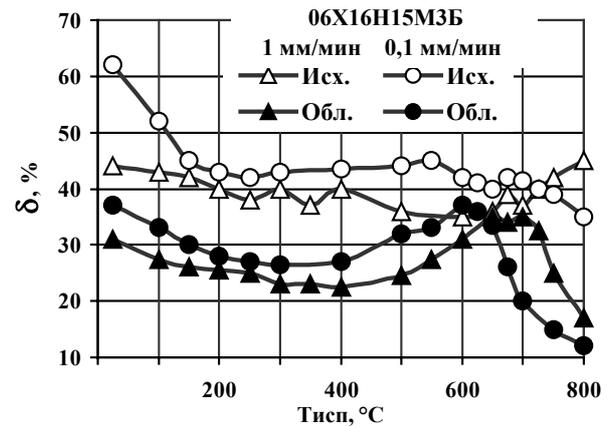
а)



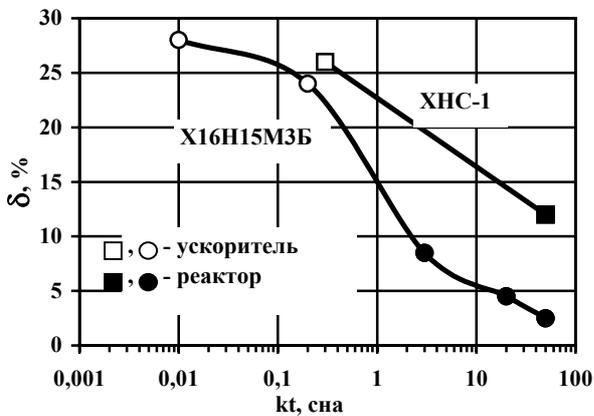
б)



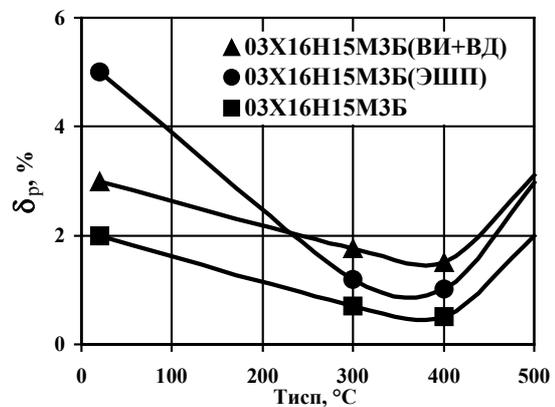
в)



г)



д)



е)

Рис. 2. Влияние температуры испытания (а) и облучения (б), дозы облучения (в), скорости деформации (г), микролегирования РЗМ (д) и чистоты металла (е) на величину эффекта низкотемпературного радиационного охрупчивания аустенитных хромоникелевых сталей типов 18–8 и 15–15: а) сталь А-348 (сталь типа X18H10B), $T_{\text{обл}} = 290^\circ\text{C}$, $nvt=1\cdot 10^{20}\div 1\cdot 10^{21}$ нейтр/см² (цифры у кривых); б) сталь А-304 (сталь типа X18H9), $7\cdot 10^{20}$ нейтр/см², $T_{\text{исп}} = 20^\circ\text{C}$; в) стали 1X13M2БФР и X16H15M3Б, $T_{\text{исп}} = 350^\circ\text{C}$, $T_{\text{обл}} = 275^\circ\text{C}$; г) сталь 06X16H15M3Б, скорости деформирования 0,1 и 1 мм/мин; д) стали 0X16H15M3Б и X16H15M3Б + 0,13% Sc (XHC-1) ($T_{\text{исп}} = 350^\circ\text{C}$, $T_{\text{обл}} = 275^\circ\text{C}$); е) стали 03X16H15M3Б, 03X16H15M3Б (ЭШП) ($T_{\text{обл}} = 300^\circ\text{C}$, $5,5\cdot 10^{21}$ нейтр/см²) и 03X16H15M3Б (ВИ+ВД) ($T_{\text{обл}} = 300^\circ\text{C}$, $4,5\cdot 10^{21}$ нейтр/см²)

Анализ экспериментальных данных показывает, что в рассматриваемом интервале температур нейтронное облучение оказывает преимущественное влияние на вырождение равномерного относительного удлинения в аустенитных сталях и сплавах. При этом значения равномерного удлинения в сплавах типа X20H45M4Б могут

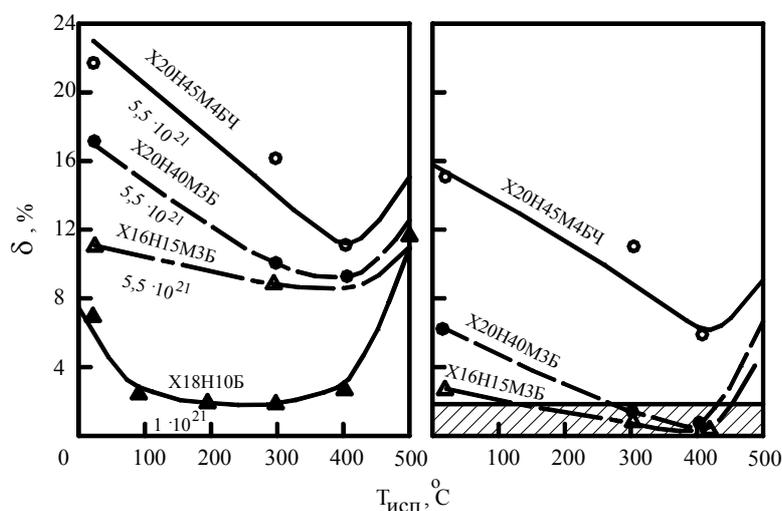


Рис. 3. Сравнительная оценка деформационной способности облученных нейтронами (цифры у кривых, нейтр/см²) при 300–350°C хромоникелевых сталей и сплавов в интервале 20–500°C

снижаться до 5–7%, а в других аустенитных сталях и сплавах – даже до 0,5–1%. По данным авторов ряда работ, зависимость предела текучести облученных кристаллических материалов от дозы облучения можно представить в виде сложной немонотонной кривой с несколькими областями, наличие и проявление каждой из которых зависит от природы, структурного состояния, условий облучения и испытания материалов (рис. 4). Во всех случаях существует начальный ("инкубационный") период по дозе облучения, когда изменение напряжения начала пластического течения еще не обнаруживается. Начиная с некоторой "пороговой" дозы облучения для большинства кристаллов наблюдается сначала слабое, а затем существенное повышение предела текучести.

Повышение предела текучести после облучения нейтронами и заряженными частицами связано с созданием спектра различной природы стопоров и барьеров на пути движения дислокаций. На первом этапе, охватывающем область флюенсов до 10^{19} нейтр/см² ($3 \cdot 10^{-3}$ сна), радиационное упрочнение обусловлено в основном кластерами межузельного типа, зарождающимися гомогенно, а на втором этапе при флюенсах более 10^{19} нейтр/см² – кластерами вакансионного типа, образующимися гетерогенно в каскадах атом-атомных столкновений. Одной из особенностей дозовой зависимости предела текучести является снижение степени радиационного упрочнения при больших дозах облучения. В облученном чистом железе эффект насыщения радиационного упрочнения наблюдается примерно при интегральной дозе 10^{19} нейтр/см², а для коррозионно-стойких сталей аустенитного класса типа X15H16 доза насыщения радиационного упрочнения достигается при 10^{22} – 10^{23} нейтр/см².

Однако повышение повреждающей дозы в облученных сталях и сплавах до значений 10^{22} – 10^{23} нейтр/см² ($T_{обл}=300$ – 400 °C) в интервале низкотемпературного охрупчивания вызывает не только насыщение радиационного упрочнения, но и последующее снижение прочностных характеристик в результате резкого падения пластичности. В общем виде этот эффект может быть проиллюстрирован наличием участка падения значений предела текучести (прочности), начиная с некоторой "предельной" повреждающей дозы (см. рис. 4). Равномерное относительное удлинение

образцов, облученных дозами, приближающимися к предельной, практически равно нулю, пределы прочности и текучести совпадают, резко снижается и локальное относительное удлинение. Наблюдается пластическая нестабильность течения облученного материала, пластическая деформация локализуется в тонких полосах скольжения, то есть имеет место описанный выше эффект каналирования дислокаций. Падение значений предела текучести, начиная с некоторой "предельной" повреждающей дозы, иллюстрируется зависимостью изменения кратковременных прочностных характеристик аустенитной стали марки 09X18H9 от дозы нейтронного облучения (рис. 5). Значение предельной повреждающей дозы для этой стали составляет $\sim 2 \cdot 10^{22}$ нейтр/см².

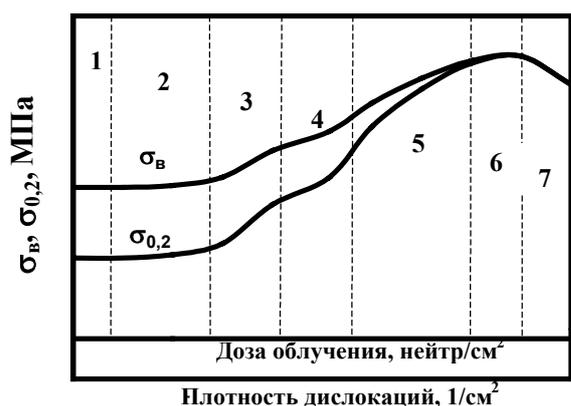


Рис. 4. Схема изменения пределов текучести и прочности аустенитных сталей и сплавов с увеличением дозы облучения: 1 – область отсутствия радиационного упрочнения; 2 – область слабого упрочнения или разупрочнения; 3–5 – области сильного упрочнения; 6 – область насыщения всех микроструктурных компонентов радиационного упрочнения; 7 – область падения пределов текучести и прочности

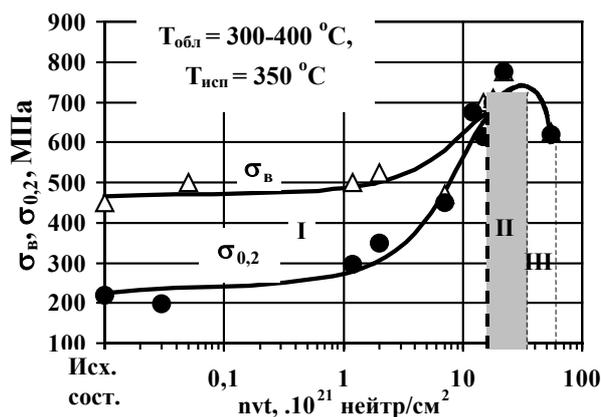


Рис. 5. Изменение кратковременных прочностных ($\sigma_{0,2}$, σ_B) характеристик аустенитной стали марки 09X18H9 в зависимости от дозы нейтронного облучения: I – область радиационного упрочнения и пластической стабильности стали 09X18H9; II – область резкого снижения способности к деформационному упрочнению и высокой вероятности перехода в режим пластической нестабильности; III – область пластической нестабильности и разрушения

На стадии деформационного упрочнения за радиационное упрочнение и охрупчивание ответственны одни и те же механизмы радиационной повреждаемости, эволюции дислокационной структуры и структурно-фазового состояния материалов в процессе облучения. Однако радиационное охрупчивание, в отличие от радиационного упрочнения, определяемого величиной прироста напряжения начала пластической деформации, отражает все процессы и особенности пластической деформации облученного материала от начала течения до разрушения. В области флюенсов до 10^{19} нейтр/см² ($3 \cdot 10^{-3}$ сна) радиационное упрочнение и охрупчивание обусловлены в основном кластерами межузельного типа, а при флюенсах более 10^{19} нейтр/см² – кластерами вакансионного типа. При возрастании повреждающей дозы до 10^{22} нейтр/см² радиационное упрочнение и охрупчивание аустенитных сталей и сплавов интервале

НТРО обусловлено в основном кластерами и частицами выделений; при дозах более 10^{22} нейтр/см² становится весомым вклад дислокационных петель; вклад пор становится определяющим при дозах облучения $\sim 5 \cdot 10^{22}$ нейтр/см². На стадии насыщения радиационного упрочнения и последующего падения прочностных характеристик, вследствие достижения критической плотности радиационных дефектов, значительно возрастает число дислокаций, способных преодолевать препятствия в динамическом режиме (или в режиме каналирования дислокаций), не задерживаясь на них, чем обуславливается отсутствие радиационного упрочнения и локализация пластической деформации (наличие локального относительного удлинения) образцов, облученных дозами, превышающими предельную.

Упрочнение и охрупчивание конструкционных материалов в области НТРО определяется не только характером взаимодействия дислокаций и других дефектов радиационного происхождения, плотностью и равномерностью их распределения, но и структурными изменениями, происходящими во времени и стимулируемыми температурно-радиационным воздействием. Таким образом, упрочнение и охрупчивание в указанной температурной области является результатом изменения и взаимодействия дислокационной структуры и выделений избыточных фаз, начиная с момента их зарождения, то есть на стадиях предвыделения, и далее в процессе их обособления и коагуляции под воздействием температуры и облучения.

Формирование системы предвыделений вторичной фазы со значительным размерным несоответствием ($\eta \geq 10\%$), создающей определенные поля напряжений в матрице, и однородность распада пересыщенных твердых растворов ослабляют потоки межузельных атомов на "далекие" стоки из-за их экранирования полями напряжений предвыделений, способствуя дополнительной рекомбинации разноименных точечных дефектов как при встрече, так и на дополнительных кластерах дефектов противоположного знака, снижают вероятность их объединения в комплексы, дальнейшей трансформации в дислокационные петли вакансионного и межузельного типа, уменьшают скорость роста вакансионных пор и склонность к радиационному набуханию (увеличению объема за счет достраивания межузельными атомами экстраплоскостей, ограниченных краевыми дислокациями). При развитом непрерывном распаде с выраженным инкубационным периодом снижается темп и увеличивается время накопления критической плотности радиационных дефектов (при одинаковой интенсивности повреждения), расширяется область пластической стабильности (по дозе облучения) и увеличивается предельная повреждающая доза, при которой происходит переход в режим пластической нестабильности (дислокационного каналирования). Последующее разупрочнение при облучении дозами, превышающими предельную, обусловлено отсутствием возможности релаксации напряжений от заторможенных сдвигов вблизи обособленных выделений (а также пор, неметаллических включений) путем передачи скольжения в смежные объемы, что ведет к интенсивному развитию трещин и как следствие, падению прочности и разрушению материала в рассматриваемой температурной области.

Ускорение эволюции дислокационной структуры и локализация пластической деформации у мельчайших дефектов в виде микропор, петель и выделений (неметаллических включений и вторичных фаз) способствует концентрации напряжений на границе раздела, а резкое снижение пластичности конструкционных материалов в области НТРО снижает вероятность их релаксации как в теле зерна, так и в пригра-

нических объемах. Каналы локализованной деформации, встречаясь с поверхностями раздела, являются причиной резкой концентрации напряжений, пропорциональной общей величине дислокационного "заряда", и способствуют образованию микротрещин.

Модели зарождения хрупких трещин в матрице вблизи выделений (неметаллических включений и вторичных фаз) основаны на концепции торможения скольжения, поворота или двойникования выделением и взаимодействия поля напряжений заторможенной деформации с полем напряжений у выделений и носят дислокационный или дисклинационный характер. Механизмы зарождения трещин в самих выделениях носят дислокационный характер. Возникновению трещин предшествует локальная пластическая деформация, приводящая к концентрации напряжений на поверхности раздела с выделением, вызванной блокировкой дислокаций, движущихся в плоскостях (каналах) скольжения матрицы.

Таким образом, разупрочнение при облучении дозами, превышающими предельную, сопровождающееся макроскопической локализацией процесса деформации и разрушения, обусловлено отсутствием возможности релаксации напряжений от заторможенных сдвигов (поворотов) вблизи поверхностей раздела как в теле зерна, так и в приграничных объемах вследствие их "переупрочнения" при достижении критической плотности радиационных дефектов, что ведет к интенсивному развитию трещин и, как следствие, падению прочности, в рассматриваемой температурной области.

Анализ структурных изменений под действием облучения в аустенитных сталях, никеле, ферритных, ферритно-мартенситных сталях и титане свидетельствуют о том, что облучение в интервале НТРО вызывает снижение микропластической и усиление макроскопической неоднородности пластической деформации, ускоряет переход пластической деформации (нестабильности) на более высокий структурный уровень, приводя к преждевременному разрушению материала. Увеличение степени локализации пластической деформации при облучении можно интерпретировать как ускорение перехода на более высокий структурный уровень за счет усиления распространения ротационных мод пластичности.

Учитывая определяющее влияние структурных превращений на процессы упрочнения и охрупчивания, автором предлагается схема, иллюстрирующая влияние структурного состояния на склонность к НТРО. Показано, что для высоконикелевых сплавов типа 03X20H45M4Б насыщение радиационного упрочнения и последующее падение прочности наблюдается при большей предельной дозе нейтронного облучения (плотности дислокаций), чем для сталей типа X16H15M3Б (рис. 6). Однородный распад твердого раствора с длительным инкубационным периодом и значительным размерным несоответствием на стадии предвыделения интерметаллидной фазы типа $Ni(Nb, Mo)_2$ позволяет создать в облученном высоконикелевом сплаве достаточный запас пластичности, обеспечивающий переход в режим каналирования дислокаций и последующее разрушение на более поздних стадиях деформации, то есть при больших средних значениях плотности дислокаций в объеме стальной матрицы, и, следовательно, при больших значениях прочности.

Оценку работоспособности аустенитных материалов при нейтронном облучении в области умеренных температур необходимо производить по изменению и предельным значениям равномерного относительного удлинения. Неоднородность про-

текания пластической деформации будет способствовать развитию пластической нестабильности в области насыщения радиационного упрочнения. Поэтому области применения аустенитных материалов по дозе облучения должны ограничиваться значениями равномерного относительного удлинения (δ_p), соответствующими началу области пластической нестабильности. Эти значения зависят от материала, условий облучения и испытания. Снижение значений δ_p до 0,5–1% приводит к падению прочностных характеристик облученных материалов, обусловленному развитием пластической нестабильности и микроразрушений у поверхностей раздела, что способствует проявлению газовой неплотности в тонкостенных конструкциях АЭУ. Поэтому для сохранения работоспособности аустенитных (и других) конструкционных материалов

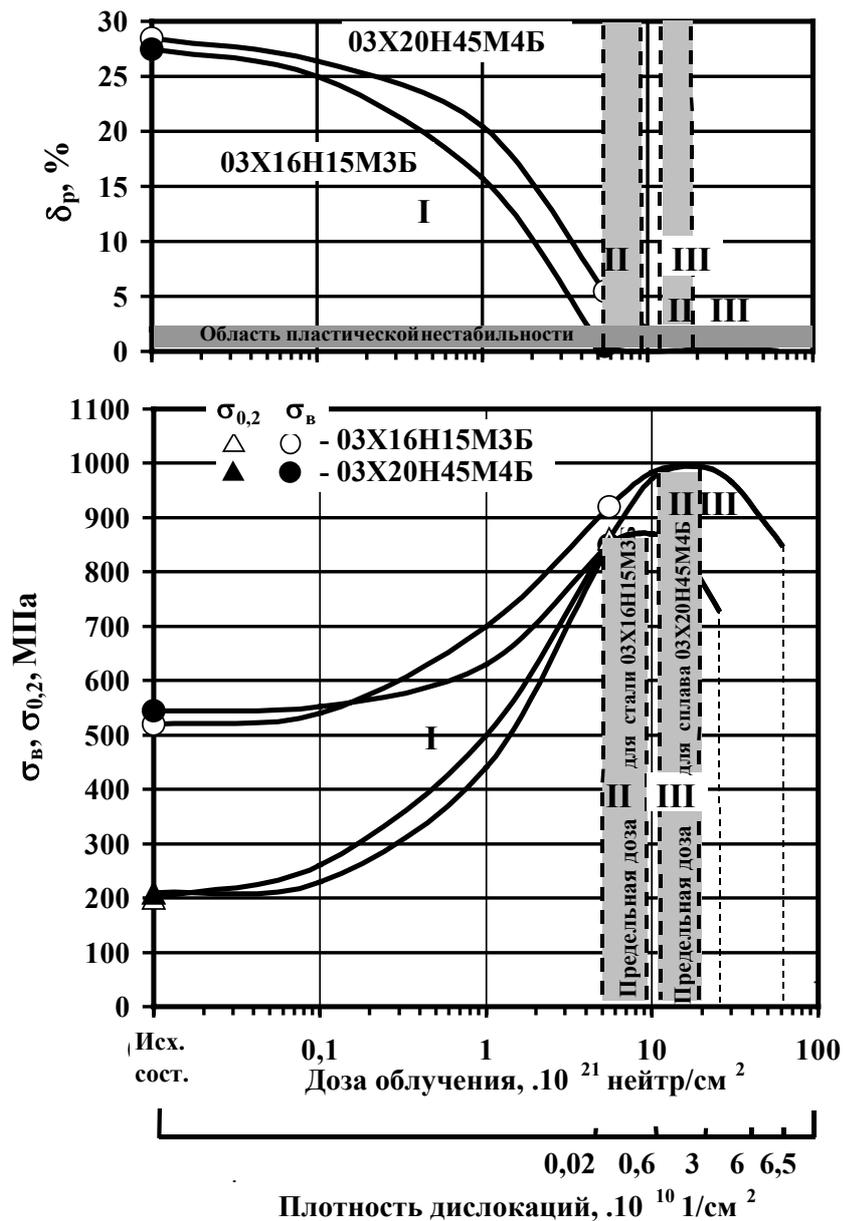


Рис. 6. Схема изменения пределов прочности и текучести и равномерного относительного удлинения аустенитных конструкционных материалов в зависимости от дозы облучения, плотности дислокаций и содержания никеля (обозначения областей I, II, III те же, что и на рис. 5)

сти инкубационного периода распада твердого раствора под облучением и замедлению фазовых превращений. Атомы бора, сегрегируя на дислокациях и дислокационных петлях, замедляют эволюцию дислокационной структуры в процессе облучения. Введение редкоземельных элементов приводит к снижению концентрации радиационных точечных дефектов за счет усиления их рекомбинации в полях напряжений, возникающих вследствие размерного несоответствия атомных радиусов матрицы и РЗМ, способствует измельчению зерна и повышению плотности выделений при

в поле нейтронного облучения запас равномерного относительного удлинения должен составлять не менее 1–2%.

Совершенствование применяемых технологических процессов металлургического передела (ВИП, ВДП и особенно двойной вакуумный переплав, например, ВИП+ВДП) позволяет снизить количество вредных примесей и неметаллических включений, способствуя более однородному распаду пересыщенных твердых растворов, относительно равномерному распределению дислокационной плотности в теле зерна, снижению вероятности локализации пластической деформации.

Введение микродобавок бора, являющегося элементом внедрения, приводит к образованию сегрегаций на дислокациях, межфазных и межзеренных границах, снижает диффузионную подвижность основных легирующих элементов, что ведет к увеличению длительности

распаде пересыщенных твердых растворов аустенитных сталей и сплавов, являясь центрами зарождения вторичных выделений или формируя самостоятельную избыточную фазу.

Перечисленные меры позволяют создать в облученном металле достаточный запас пластичности, обеспечивающий переход в режим каналирования дислокаций и последующее разрушение на более поздних стадиях деформации, то есть при больших средних значениях плотности дислокаций в объеме стальной матрицы, и, следовательно, при больших значениях прочности. Таким образом, предельная доза облучения, при которой начинается падение кратковременных прочностных характеристик, определяется рядом факторов: выбором легирующей композиции, применением способов выплавки, снижающих содержание вредных примесей и неметаллических включений, однородностью и равномерностью распада пересыщенных твердых растворов под облучением, микролегированием бором и РЗМ.

На основании проведенных исследований предложены следующие основные пути повышения пластичности, предельной повреждающей дозы и ресурса работы конструкционных материалов с ГЦК-решеткой (рис. 7): применение специальных

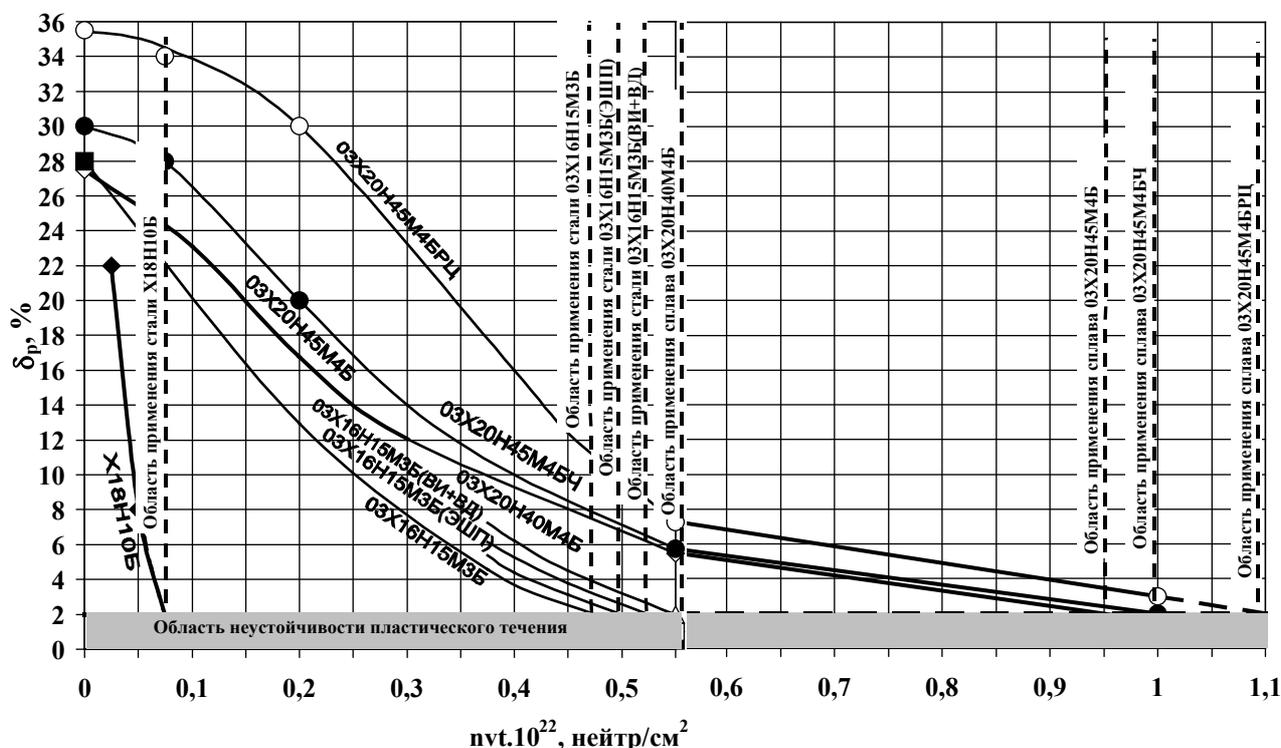


Рис. 7. Сравнительная оценка деформационной способности различных аустенитных сталей и сплавов после нейтронного облучения ($T_{обл} = 300-350^{\circ}C$, $T_{исп} = 300-400^{\circ}C$)

способов выплавки аустенитных сталей и сплавов (ЭШП, ВИ+ВД и т.д.); повышение содержания никеля в аустенитных высоконикелевых сплавах до 40–50%; микролегирование высоконикелевых сплавов иттрием (0,02–0,08%, сплавы типа 03X20H45M4BЧ), бором и цирконием (0,005% и 0,04–0,05% соответственно, сплавы типа 03X20H45M4БРЦ); микролегирование сталей типа X16H15M3B бором (0,005–0,01%); совместное легирование бором (0,005%), РЗМ (0,05%) и иттрием (0,01%);

скандием (0,13%); микролегирование никеля празеодимом (0,07–0,2%), скандием (0,05–0,13%) и лантаном (0,03–0,07%).

В общем виде зависимость δ_p (фп) для исследованных аустенитных сталей и сплавов с различным содержанием никеля может быть описана уравнением вида $\delta_p = k e^{-\alpha \phi}$, где k и α – коэффициенты регрессии, зависящие от материала, ϕ – флюенс нейтронов. В таблице 1 приводятся области применения исследованных сталей по дозе облучения (области пластической стабильности), рассчитанные при запасе равномерного относительного удлинения $\delta_p \geq 1-2\%$ (при меньших его значениях становится опасным проявление газовой неплотности в тонкостенных конструкциях АЭУ) и предельные дозы для исследованных сталей, при достижении которых пластическая нестабильность переходит в стадию разрушения вследствие интенсивного развития трещин. Показано, что применение высоконикелевых сплавов 03X20H45M4БЧ и 03X20H45M4БРЦ в качестве перспективных конструкционных материалов для оболочек твэлов позволяет увеличить ресурс их работы в 2,5–3 раза по сравнению со сталями типа X16H15M3Б.

Таблица 1. Области применения и предельные повреждающие дозы исследованных аустенитных сталей и сплавов

Марка материала	k	α	R ²	Области применения по дозе, нейтр/см ²	Предельная доза, нейтр/см ²
X18H10Б	43,13	42,596	0,96	$\leq (0,7 \div 0,9) \cdot 10^{21}$	$\sim 0,2 \cdot 10^{22}$
03X16H15M3Б	20,836	6,8295	0,99	$\leq (3,4 \div 4,5) \cdot 10^{21}$	$\sim 1,1 \cdot 10^{22}$
03X20H40M4Б	20,743	3,5315	0,94	$\leq (6,6 \div 8,6) \cdot 10^{21}$	$\sim 2,2 \cdot 10^{22}$
03X20H45M4Б	28,855	2,9662	0,999	$\leq (9,0 \div 1,1) \cdot 10^{21}$	$\sim 2,7 \cdot 10^{22}$
03X20H45M4БЧ	32,253	2,8443	0,99	$\leq (1,0 \div 1,2) \cdot 10^{22}$	$\sim 2,9 \cdot 10^{22}$
03X20H45M4БРЦ	40,402	2,6803	0,97	$\leq (1,1 \div 1,4) \cdot 10^{22}$	$\sim 3,1 \cdot 10^{22}$

С целью дальнейшего повышения коррозионной и радиационной стойкости исследованных перспективных материалов для оболочек твэлов в высоконикелевых сплавах типа 03X20H45M4Б и ферритных сталях

типа 01X13М необходимо дальнейшее снижение содержания углерода ($\leq 0,01\%$) и азота ($\leq 0,01\%$) путем применения чистых шихтовых материалов и двойного вакуумного переплава (ВИ+ВД); в сплавах типа 03X20H45M4БРЦ – микролегирование иттрием ($\leq 0,05\%$); в сталях типа 01X13М – дополнительное легирование ниобием ($\leq 0,4\%$), а также микролегирование иттрием ($\leq 0,04\%$), бором ($\leq 0,05\%$) и цирконием ($\leq 0,04\%$).

В четвертой главе "Структурно-физические аспекты радиационной хладноломкости и пути повышения работоспособности материалов корпусов реакторов" рассматривается склонность к радиационной хладноломкости материалов с ОЦК-решеткой: применяемых и перспективных корпусных сталей – ферритно-перлитных сталей типа 15X2МФА и мартенситно-стареющих сталей типа 05X13H4М, а также ферритных хромистых сталей типа 01X13М. Вследствие склонности указанных материалов к радиационной хладноломкости с увеличением повреждающей дозы становятся опасными сдвиг критической температуры хрупко-вязкого перехода в область положительных (рабочих) температур ΔT_k и значительное снижение работы разрушения.

Критерием оценки радиационного охрупчивания стали является величина ΔT_k , определяемая как разность критических температур подвергающегося облучению материала $T_k^{\text{обл}}$ и материала в исходном состоянии $T_k^{\text{исх}}$.

Явление радиационной хладноломкости в большей мере свойственно материалам, склонным к хладноломкости в необлученном состоянии (металлы с ОЦК и частично с ГПУ-решетками) и характеризуется следующими основными признаками: в области $T < T_k$ облучение существенно повышает предел текучести, незначительно увеличивает предел прочности и мало влияет на сопротивление отрыву; при испытаниях ниже T_k относительное удлинение равно нулю, а работа разрушения или ударная вязкость становится меньше регламентированного значения; вязкое разрушение в области $T > T_k$ характеризуется чашечным строением излома, а хрупкое разрушение в области $T < T_k$ – ручьистым изломом; пластичность в области радиационной хладноломкости может быть восстановлена отжигом, в результате которого происходит почти полное восстановление сопротивления удару, а сдвиг температуры вязкохрупкого перехода практически не наблюдается.

Факторами, влияющими на проявление хладноломкости, являются: доза и температура облучения, температура испытания, длительность старения, величина зерна, наличие вредных примесей, (особенно фосфора и меди в перлитных сталях) и элементов внедрения (особенно С и N в ферритных сталях), режим термической обработки и т.д.

Наиболее опасным последствием реакторного облучения применительно к материалам корпусов (низколегированным ферритно-перлитным Fe–Cr–Mo- и Fe–Cr–Ni–Mo сталям) является смещение критической температуры хрупкости в область более высоких температур. Это ограничивает безопасную область температур эксплуатации корпуса реактора и уменьшает работу разрушения в вязкой зоне температурной зависимости ударной вязкости.

Для образцов стали 15X2МФА, облученных в исследовательских и промышленных реакторах, наблюдается корреляция зависимостей прироста предела текучести и величины сдвига порога хладноломкости ΔT_k с повышением флюенса.

При температуре облучения 50–100°C хрупкое разрушение облученных низколегированных сталей, как правило, имеет транскристаллитный характер, и нет каких-либо признаков, свидетельствующих о зернограничной сегрегации примесей, а зонами внутризеренной сегрегации могут являться скопления точечных дефектов.

В сталях с низким содержанием меди после облучения при температуре 250–270°C обнаруживаются обогащенные фосфором дефекты и их комплексы: при малых флюенсах – вакансионные кластеры, при высоких флюенсах – дислокационные петли и микропоры, которые также вносят вклад в радиационное упрочнение и охрупчивание стали. При температурах эксплуатации корпусных сталей (250–300°C) происходит сегрегация примесных элементов на дефектах кристаллической решетки и их комплексах, дислокациях, границах раздела. Основной вклад в наблюдаемый сдвиг T_k после облучения при температуре 250–270°C вносят комплексы радиационных дефектов, обогащенных примесями, и выделения в теле зерен, появляющиеся вследствие структурно-фазовых превращений в стали.

Анализ экспериментальных данных облученных сталей типа 15X2МФА свидетельствует о слабой зависимости коэффициентов радиационного упрочнения и охрупчивания от температуры облучения выше 300°C. Облучение в интервале температур

300–400°C вызывает значительное охрупчивание стали при практически полном отсутствии радиационного упрочнения. Приведенные данные свидетельствуют о том, что радиационное охрупчивание может быть обусловлено не только стопорными и барьерными механизмами радиационного упрочнения, но и другими эффектами. Одной из основных причин охрупчивания низколегированных Fe–Cr–Mo и Fe–Cr–Ni–Mo-сталей, особенно при температурах выше 300°C, является радиационно-стимулированная сегрегация в приграничные зоны примесных атомов фосфора, серы и других элементов, снижающих поверхностную энергию границ.

В пользу основополагающего вклада сегрегационных эффектов в радиационное охрупчивание корпусных сталей при повышенных температурах свидетельствует высокая доля интеркристаллитного разрушения при всех флюенсах нейтронов и температурах испытаний, за исключением диапазона температур, соответствующих верхнему шельфу кривой хрупко-вязкого разрушения, причем доля межзеренного разрушения в общей поверхности излома растет с повышением флюенса. За счет радиационно-стимулированной диффузии температурный интервал сегрегации примесных элементов по сравнению с необлученным состоянием сдвигается в область более низких температур.

Процессы деформации и разрушения корпусных сталей сопровождаются динамическими процессами дислокационного каналирования и "разрушением" дислокациями мельчайших дефектов в виде микропор, петель и выделений в корпусных сталях. Каналы локализованной деформации, встречаясь с поверхностями раздела, вызывают резкую концентрацию напряжений, пропорциональную общей величине дислокационного "заряда", приводящую к практически бездеформационному хрупкому разрушению у поверхностей раздела при $T < T_{\text{к}}^{\text{обл}}$.

При низких и умеренных температурах сопротивляемость хрупкому разрушению ферритных сталей, как и ферритно-перлитных и особенно тугоплавких металлов и их сплавов с ОЦК-решеткой, определяется главным образом содержанием примесей внедрения (углерода и азота) и фосфора. Применение чистых шихтовых материалов позволяет снизить содержание углерода и азота и ограничить содержание вредных примесей (Sb, Sn, As, Pb и др.), также способствующих повышению критической температуры хрупкости, а применение двойного вакуумного переплава – ограничить содержание неметаллических включений.

Усиление охрупчивания сталей типа X13M, прогрессирующее с увеличением содержания углерода и азота при примерно одинаковом содержании фосфора (0,008–0,012%), размера зерна, времени выдержки в интервале температур 340–500°C (рис. 8), свидетельствует о доминирующем влиянии процессов формирования и обособления вторичных карбидов (типа Cr_{23}C_6) и нитридов (типа Cr_2N). Облучение крупнозернистой стали при температуре 400–470°C (флюенс $2,3 \cdot 10^{21}$ нейтр/см², время экспозиции ~7000 ч) вызвало усиление охрупчивания при меньшей длительности выдержки по сравнению со старением при температуре 400°C длительностью 10000 ч (рис. 8), что свидетельствует об интенсификации распада твердого раствора, усиливаемого радиационно-стимулированной диффузией. С увеличением дозы нейтронного облучения будет происходить дальнейшее смещение критической температуры хрупкости в область положительных температур. Интенсивность этого процесса будет усиливаться с увеличением содержания в стали элементов как внедрения (углерода и азота), так и замещения (хрома, молибдена и др.), формирующих вторичные

карбидные и интерметаллидные фазы. Основными мерами ослабления радиационной хладноломкости ферритных сталей являются: использование мелкозернистых материалов (величина зерна – 8 баллов); снижение содержания вредных примесей (Sb, Sn, As, Pb и др.) путем применения чистых шихтовых материалов; снижение содержания неметаллических включений применением двойного вакуумного переплава сталей типа X13; снижение суммарного содержания углерода и азота до 0,01%; микролегирование РЗМ (иттрием). Это позволяет обеспечить в хромистых коррозионно-стойких ферритных сталях типа 01X13M достаточно высокое сопротивление хрупкому разрушению в условиях нейтронного облучения и предотвратить смещение критической температуры хрупкости в область рабочих температур, составляющих 200–350°C.

Мартенситно-ферритная сталь типа 12X13MФБ обнаруживает более сильную склонность к хладноломкости по сравнению со сталью типа X13M, критическая температура хрупкости ее при дозе облучения $3,8 \cdot 10^{22}$ нейтр/см² составила 250°C (см. рис. 8).

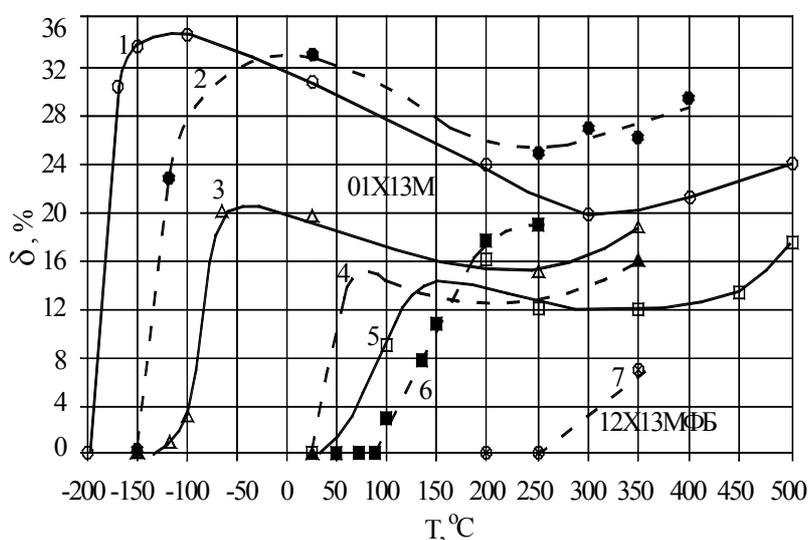


Рис. 8. Влияние длительного теплового старения при 400°C в течение 10000 ч и нейтронного облучения на деформационную способность сталей типа X13: 1 – 6 – сталь типа 01X13M; 7 – сталь типа 12X13MФБ; 1, 2 – исходное состояние; 3, 4 – 400°C, 10000 ч; 5, 6 – $nvt=2,3 \cdot 10^{21}$ нейтр/см²; 1 – 8 баллов; 3, 5 – 5 баллов; 2, 4, 6 – 1 балл

удовлетворительной технологичности делает их пригодными в качестве материалов для силовых конструкций, в том числе и корпусов реакторов на тепловых нейтронах.

В нормализованном состоянии (1000°C, 1 ч, воздух) для стали марки 05X13H4M характерно отсутствие резко выраженного хрупко-вязкого перехода при испытании на ударную вязкость в интервале температур от +20 до -140°C. Для облученной нейтронами стали ($nvt=3,2 \cdot 10^{19}$ нейтр/см², $E>1$ МэВ, $T_{обл} = 360-380^\circ\text{C}$) типичен более крутой спад температурной зависимости ударной вязкости. Однако при температуре испытания +20°C нейтронное облучение практически не привело к снижению ударной вязкости. В то же время после старения исходной метастабильной

Развитие ядерной энергетики требует решения как проблем радиационной хладноломкости, так и применения коррозионно-стойких высокопрочных конструкционных материалов. В этом случае отпадает необходимость в трудоемком процессе нанесения на внутреннюю поверхность корпусов реакторов антикоррозионной наплавки аустенитными сталями и сплавами. Перспективным направлением является применение высокопрочных коррозионно-стойких мартенситно-стареющих сталей типа X13H4M. Высокая кратковременная прочность при хорошей коррозионной стойкости в хлорсодержащих и других агрессивных средах и

нормализованной стали длительностью 300 ч при температуре 370°C значение ударной вязкости при +20°C составляло всего лишь ~30 Дж/см² (рис. 9). Структурные превращения, вызванные тепловым старением при температуре 450°C в течение 500 ч, оказывают значительно большее воздействие на снижение сопротивления хладноломкости исследуемой стали, чем совместное влияние нейтронного облучения и процессов старения, протекающих при нем.

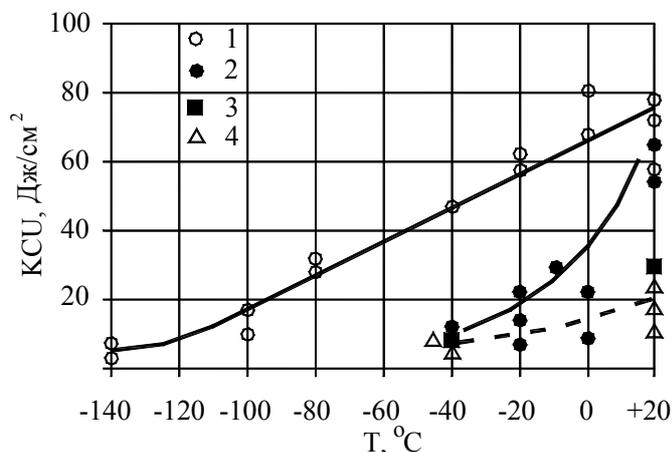


Рис. 9. Влияние нейтронного облучения и теплового старения на изменение ударной вязкости стали типа 05X13H4M: 1 – состояние после нормализации (мартенсит+2-3% δ-феррита); 2 – $nvt=3,2 \cdot 10^{19}$ нейтр/см²; 3 – 300°C, 300 ч (инкубационный период формирования карбидов $Me_{23}C_6$); 4 – 450°C, 500 ч (мартенсит+δ-феррит+карбиды $Me_{23}C_6$)

В состоянии термической обработки по режиму: 1000°C, 1 ч, воздух + 620°C, 10 ч, воздух + 590°C, 12 ч, воздух исследуемая сталь не обнаруживает склонности к повышению хладноломкости после облучения нейтронным потоком вплоть до $1,4 \cdot 10^{20}$ нейтр/см² ($T_{обл}=270-320^\circ C$), в отличие от стали 15X2МФА, обнаруживающей в аналогичных условиях сдвиг критической температуры хрупкости на 30–50°C при содержании меди и фосфора ($P+0,1Cu$)<0,02%. Радиационно-стимулированная диффузия и радиационно-стимулированный распад, обусловленные избытком точечных дефектов и нарушениями в кристаллической решетке, приводят к ускорению формирования карбида $Me_{23}C_6$ в процессе нейтронного облучения. При этом обособление карбидов $Me_{23}C_6$ происходит значи-

тельно раньше, чем только при тепловом воздействии, что приводит к релаксации структурных напряжений, обусловленных концентрационными и размерными несоответствиями на границе раздела "область формирующегося карбида – матрица", отвечающих за проявление хрупкости (и склонности к коррозионному растрескиванию) при длительном старении. Так, после старения при температуре 500°C длительностью до 5000 ч происходит непрерывное падение ударной вязкости, вызванное процессами карбидообразования на ранних стадиях распада. Более глубокий распад при данной температуре (выдержка длительностью 10000 ч), то есть достижение стадии обособления, а возможно и коагуляции карбидов $Me_{23}C_6$, приводит к повышению ударной вязкости до 50 Дж/см². После старения такой же длительности при температуре 300–450°C повышения ударной вязкости после непрерывного снижения ее не обнаруживается, т. к. для этого процесса требуется большее время, чем при температуре 500°C. Однако в условиях нейтронного облучения вследствие радиационно-стимулированных диффузии и распада процессы формирования карбида $Me_{23}C_6$ значительно интенсифицируются. Присутствие значительного количества радиационных дефектов и их комплексов, служащих центрами кристаллизации вторичных карбидных (нитридных) и интерметаллидных фаз, в процессе радиационно-

стимулированного распада способствует более однородному его протеканию и снижению микропластической неоднородности пластической деформации под облучением в стали марки 05X13H4M. Радиационно-стимулированный распад также способствует дальнейшему более глубокому протеканию процессов обособления и коагуляции карбидов $Me_{23}C_6$, поэтому сталь марки 05X13H4M не проявила склонности к усилению хладноломкости после облучения флюенсом вплоть до $1,4 \cdot 10^{20}$ нейтр/см². Приведенные данные позволяют считать мартенситно-стареющую коррозионно-стойкую сталь 05X13H4M перспективным материалом корпусов ВВЭР транспортных и стационарных АЭУ.

Возможность протекания структурных превращений в исследуемой стали в наиболее опасном температурном интервале охрупчивания (300–450°C) при весьма длительном тепловом старении, обусловленная пересыщенностью α -твердого раствора углеродом при столь длительных выдержках, также может вызвать значительное смещение порога хладноломкости. Старение длительностью до 20000 ч при температурах 300–450°C приводит к значительному смещению порога хладноломкости и резкому снижению абсолютных значений ударной вязкости. Отпуск при температуре 620°C длительностью 6 ч не только восстанавливает вязко-пластические характеристики стали 05X13H4M после ее длительного пребывания в интервале температур 300–450°C, но даже приводит к заметному повышению абсолютных значений ударной вязкости, то есть при помощи термической обработки возможно восстановление вязко-пластических характеристик коррозионно-стойких мартенситно-стареющих сталей после радиационного и длительного теплового воздействий.

В пятой главе "Влияние качества металла на локализацию деформации и развитие эффектов пластической нестабильности в упрочняемых сталях и сплавах" предлагается концепция изменения максимально достижимой для данного материала прочности в зависимости от его качества, учитывающая влияние различных способов упрочнения, а также структурных параметров на развитие эффектов пластической нестабильности.

По мнению автора настоящей работы, зависимость предела текучести (и прочности) облученных кристаллических материалов от плотности дислокаций (дозы облучения), приведенная на рис. 4, является проявлением закономерности, описываемой для различных видов упрочняющей обработки правой ветвью уточненной схемы И.А. Одингга (рис. 10). И.А.Одинггом впервые на основе представлений теории дислокаций была предложена схема прочности металла в зависимости от плотности дислокаций, представлявшая собой U-образную кривую. В дальнейшем были не только предложены различные способы упрочняющей обработки металлов, но и уточнялась сама схема прочности. В настоящее время нет единого мнения об окончательном виде правой ветви схемы прочности. Автор работы считает, что прочностные характеристики достигают насыщения при некоторой критической плотности дислокаций, после чего происходит падение прочности металла вследствие интенсивного развития трещин и нарушения его сплошности. Максимальная плотность дислокаций, при достижении которой происходит падение прочности, по данным различных авторов оценивается как 10^{12} – 10^{13} см⁻². При достижении критической плотности дефектов, зависящей от материала, вида упрочнения и условий испытания, в металле значительно возрастает число дислокаций, способных преодолевать препятствия в динамическом режиме (или в режиме каналирования), не "задерживаясь" на них. Движение дислокаций в

режиме каналирования наблюдалось для пластически деформированных, закаленных, облученных материалов, для которых характерна высокая плотность дислокаций в общем количестве дефектов кристаллического строения. Стадия насыщения упрочнения и последующего падения прочностных характеристик при достижении критической плотности дефектов, в частности дислокаций, в материалах, упрочненных различными способами, обусловлена эффектом каналирования дислокаций.

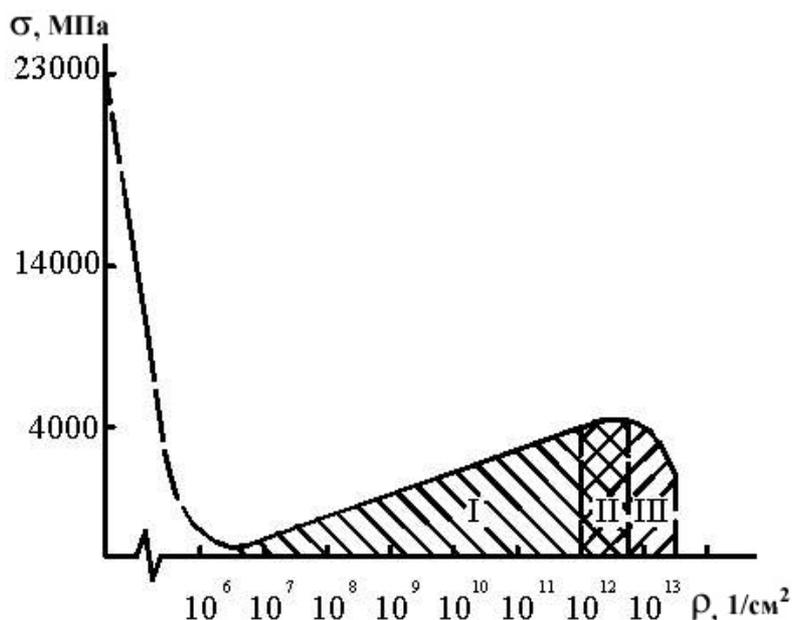


Рис. 10. Схема изменения предела текучести в зависимости от плотности дислокаций: I – область пластической стабильности и упрочнения за счет легирования, термической, механической и комбинированной обработки, нейтронного (ионного) облучения; II – область насыщения упрочнения и пластической нестабильности; III – область интенсивного развития микротрещин и падения прочности

Ускорение эволюции дислокационной структуры у неметаллических включений и вторичных фаз, локализация пластической деформации и значительное повышение локальной плотности дислокаций (до двух порядков по сравнению со средней) у неметаллических включений при отсутствии определенного запаса пластичности в материале способствует переходу в режим каналирования дислокаций, образованию и развитию трещин и последующему разрушению у структурных дефектов. Наличие определенного запаса пластичности способствует релаксации структурных напряжений от дислокационных скоплений у включений и вторичных фаз путем перехода пластической деформации на более высокий структур-

ный уровень, а не путем образования микроразрушений. В таком случае пластичность играет решающую роль в обеспечении высокой прочности и предотвращении локализации пластической деформации, ведущей к преждевременному разрушению металла.

Процессы предвыделения, обособления и коагуляции вторичных фаз, объемная доля и характер выделения вторичных фаз, их форма и расположение, наличие напряжений на поверхности раздела между выделением и матрицей и другие факторы предопределяют как процесс локализации пластической деформации при нагружении, так и интенсивность зарождения и развития трещин и различного рода несплошностей.

Таким образом, комплекс механических характеристик сталей и сплавов определяется качеством металла, включающим в себя: содержание вредных примесей и неметаллических включений, характер распределения неметаллических включений и вторичных избыточных фаз, наличие скоплений карбидов, нитридов и карбонитридов, наличие разноразмерности и мелкозернистых зон, обогащенных легкоплавкими

примесями, дозированное содержание второй фазы, плотность стали и т.д. Перечисленные факторы оказывают значительное влияние на механические характеристики сталей и сплавов. Так, например, неоднородность распределения и строчечность первичных и вторичных карбидов, направленное распределение неметаллических включений и легкоплавких двойных и тройных эвтектик, вытянутые вдоль направления проката колонии δ -феррита в различных аустенитных сталях и сплавах приводят не только к падению прочности металла, но и делают его вакуумно-неплотным. Это особенно опасно для тонкостенных конструкций вакуумной техники и ядерной энергетики. Применение одинарного и особенно двойного вакуумно-дугового переплава позволяет почти полностью предупредить появление перечисленных выше дефектов, чем значительно ослабляет анизотропию аустенитных сплавов. При этом количество вредных примесей и неметаллических включений оказывают решающее влияние на прочностные и вязкопластические характеристики сталей. Методы выплавки, в наибольшей степени снижающие загрязненность стали азотом, водородом, примесями цветных металлов и жидкими включениями (ВИП, ВДП и особенно двойной вакуумный переплав, например, ВИП+ВДП), в наибольшей степени способствуют повышению механических характеристик сталей.

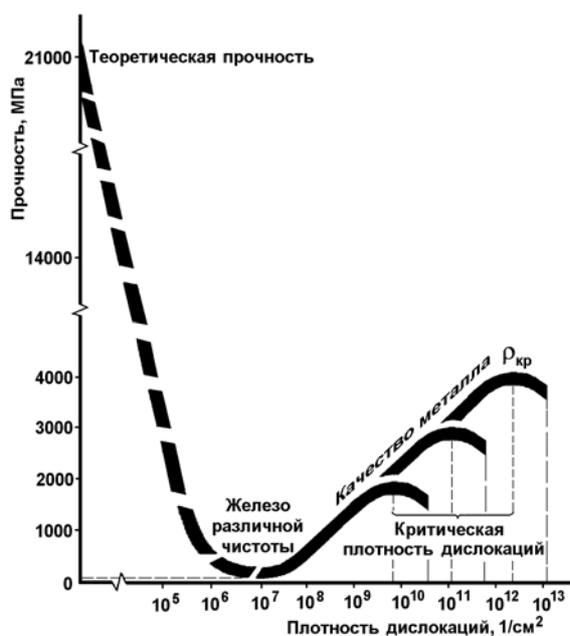


Рис. 11. Схема изменения предела текучести в зависимости от плотности дислокаций и качества металла

деформационной способности.

Такое структурное состояние позволяет создать в металле достаточный запас пластичности, обеспечивающий при различных способах упрочнения (пластическая деформация, закалка, нейтронное и ионное облучение и т.д.) переход в режим каналирования дислокаций и последующее разрушение на более поздних стадиях деформации, то есть при больших средних значениях плотности дислокаций в объеме

Наряду с применением специальных способов выплавки микролегирование редкоземельными элементами оказывает рафинирующее действие по отношению к примесям серы, фосфора, азота, кислорода, водорода, способствует измельчению зерна и повышению плотности выделений при распаде твердых растворов аустенитных сталей.

Таким образом, снижение содержания вредных примесей и неметаллических включений в твердом растворе в упрочняемых сталях и сплавах, а также микролегирование их редкоземельными элементами, способствуют более однородному протеканию распада твердого раствора, ослаблению локализации пластической деформации, позволяют снизить скорость накопления и обеспечить более равномерное перераспределение структурных дефектов, замедляя развитие пластической нестабильности и снижая темп падения

стальной матрицы, и, следовательно, при больших значениях прочности. Эти рассуждения могут быть проиллюстрированы схемой, представленной на рис. 11.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Установлено, что изменение механических характеристик и других критериев работоспособности конструкционных материалов определяется не только характером распределения дислокаций и других дефектов кристаллического строения и эволюцией дефектной структуры под воздействием температуры, времени, нагрузки, облучения, но и ее взаимодействием с продуктами структурно-фазовых превращений на различных стадиях распада твердых растворов.

2. Показано, что низкотемпературное радиационное охрупчивание проявляется на широком классе материалов: аустенитных сталях и сплавах (20–450°C), никеле и его сплавах (20–400°C), ферритных и ферритно-мартенситных сталях (20–500°C), α -сплавах титана (20–400°C), перлитных сталях (20–400°C) и т.д., выделены его основные признаки: транскристаллитный характер разрушения конструкционных материалов в температурном интервале НТРО; значительный рост пределов текучести и прочности облученных материалов в температурном интервале НТРО и вырождение равномерного и локального относительных удлинений, приводящие с увеличением повреждающей дозы к потере устойчивости пластического деформирования (пластической нестабильности), локализации пластической деформации облученного металла в тонких полосах скольжения (эффекту каналирования дислокаций) и падению прочностных характеристик; возможность восстановления пластичности в области НТРО (в отличие от области высокотемпературного радиационного охрупчивания) высокотемпературным отжигом.

3. Выявлено влияние ряда факторов на величину эффекта НТРО – типа кристаллической решетки, температуры испытания, температуры и дозы облучения, скорости деформации, микролегирования РЗМ, чистоты металла, содержания никеля и величины зерна. Установлено, что в сходных условиях облучения и испытания ферритные стали и некоторые другие материалы с ОЦК-решеткой более склонны к НТРО, чем материалы с ГПУ- (α -сплавы титана) и особенно с ГЦК-решеткой (аустенитные стали и высоконикелевые сплавы); минимальные значения относительного (полного и равномерного) удлинения облученных аустенитных (а также ферритных и ферритно-мартенситных) материалов в области НТРО обнаружены в интервале температур испытания 200–400°C; наиболее интенсивное охрупчивание аустенитных сталей и других исследованных материалов проявляется после облучения примерно в том же температурном интервале (250–350°C); увеличение дозы облучения или скорости деформирования ускоряет снижение пластичности аустенитных сталей и сплавов в области НТРО и сдвигает минимум пластичности в сторону более низких температур испытания; повышение содержания никеля в аустенитных сталях и сплавах, применение крупнозернистых материалов и специальных способов выплавки (ЭШП, ВД, ВИ+ВД), микролегирование РЗМ, замедляют снижение пластичности в температурном интервале НТРО.

4. На основе исследования низкотемпературного радиационного упрочнения и охрупчивания аустенитных сталей и сплавов впервые предложена зависимость пределов текучести и прочности облученных кристаллических материалов от дозы облучения и плотности дислокаций в виде сложной немонотонной кривой с несколькими

стадиями: отсутствия радиационного упрочнения; слабого, а затем существенного повышения предела текучести; снижения степени радиационного упрочнения и его насыщения; последующего снижения прочностных характеристик в результате резкого падения пластичности (равномерное относительное удлинение падает практически до нуля, наличие локального удлинения объясняется эффектом каналирования дислокаций). Наличие и проявление каждой из этих стадий зависят от природы, структурного состояния, условий облучения и испытания материалов.

5. Показано, что оценку работоспособности аустенитных материалов при нейтронном облучении в области НТРО необходимо производить по изменению и предельным значениям равномерного относительного удлинения. Установлено, что для сохранения работоспособности аустенитных (и других) конструкционных материалов при нейтронном облучении запас равномерного относительного удлинения должен составлять не менее 1–2%. Снижение значений равномерного относительного удлинения до 0,5–1% приводит к падению прочностных характеристик облученных материалов, обусловленному развитием пластической нестабильности и микроразрушений у поверхностей раздела, что способствует проявлению газовой неплотности в тонкостенных конструкциях АЭУ.

6. Впервые предложена концепция низкотемпературного радиационного упрочнения и охрупчивания аустенитных сталей и сплавов, учитывающая развитие эффектов пластической нестабильности и влияние на них условий облучения, испытания, а также структурных параметров. Показано, что предельная доза облучения, при которой развивается пластическая нестабильность, характеризующаяся падением кратковременных прочностных характеристик, определяется рядом факторов: выбором легирующей композиции, применением способов выплавки, снижающих содержание вредных примесей и неметаллических включений, однородностью и равномерностью распада пересыщенных твердых растворов под облучением, микролегированием РЗМ и т.д. Увеличение содержания никеля, применение специальных способов выплавки и микролегирование РЗМ повышают радиационную стойкость Сг–Ni–Мо аустенитных сталей и сплавов, обеспечивая развитый инкубационный период формирования вторичных карбидных и особенно интерметаллидных фаз, относительно равномерно распределенных внутри зерен твердого раствора, и значительные поля структурных напряжений, возникающие на ранних стадиях распада. Такой характер протекания распада твердых растворов способствует перераспределению потоков разноименных точечных дефектов в полях структурных напряжений, обеспечивая возможность их рекомбинации, и позволяет значительно снизить скорость накопления радиационных дефектов, замедляя развитие пластической нестабильности, снижая темп падения деформационной способности и увеличивая тем самым предельную повреждающую дозу для этих материалов.

7. На основании предложенной концепции даны рекомендации по повышению пластичности, предельной повреждающей дозы a , следовательно, и ресурса работы конструкционных материалов с ГЦК-решеткой: применение специальных способов выплавки аустенитных сталей и сплавов (ЭШП, ВИ+ВД и т.д.); повышение содержания никеля в аустенитных высоконикелевых сплавах до 40–50%; микролегирование высоконикелевых сплавов иттрием (0,02–0,08%, сплавы типа 03X20H45M4БЧ), бором и цирконием (0,005% и 0,04–0,05% соответственно, сплавы типа 03X20H45M4БРЦ); микролегирование сталей типа Х16Н15МЗБ бором (0,005–0,01%); совместное леги-

рование бором (0,005%), РЗМ (0,05%) и иттрием (0,01%); скандием (0,13%); микролегирование никеля празеодимом (0,07–0,2%), скандием (0,05–0,13%) и лантаном (0,03–0,07%).

8. Показано, что основными мерами ослабления радиационной хладноломкости ферритных хромистых сталей являются: использование мелкозернистых материалов (величина зерна – 8 баллов); снижение содержания вредных примесей (Sb, Sn, As, Pb и др.) путем применения чистых шихтовых материалов; снижение содержания неметаллических включений применением двойного вакуумного переплава указанных сталей; снижение суммарного содержания элементов внедрения (С и N) до 0,01%; ограничение содержания элементов замещения (Cr, Mo и др.); микролегирование РЗМ (иттрием). Указанные меры позволяют обеспечить в хромистых коррозионно-стойких ферритных сталях типа 01Х13М достаточно высокое сопротивление хрупкому разрушению в условиях нейтронного облучения и предотвратить смещение критической температуры хрупкости в область рабочих температур.

9. Установлено, что радиационно-стимулированные процессы диффузии и распада приводят к ускорению формирования карбида $Me_{23}C_6$ в стали марки 05Х13Н4М в процессе нейтронного облучения, и обособление карбидов $Me_{23}C_6$ происходит значительно раньше, чем только при тепловом воздействии. Присутствие значительного количества радиационных дефектов и их комплексов, служащих центрами кристаллизации вторичных карбидных (нитридных) и интерметаллидных фаз в процессе радиационно-стимулированного распада, способствует более однородному его протеканию, и снижению микропластической неоднородности пластической деформации под облучением в стали марки 05Х13Н4М. Радиационно-стимулированный распад также способствует дальнейшему более глубокому протеканию процессов обособления и коагуляции карбидов $Me_{23}C_6$, поэтому сталь марки 05Х13Н4М не проявила склонности к усилению хладноломкости после облучения флюенсом вплоть до $1,4 \cdot 10^{20}$ нейтр/см², что позволяет считать сталь марки 05Х13Н4М перспективным материалом корпусов ВВЭР транспортных и стационарных АЭУ.

10. Показано, что зависимость предела текучести (и прочности) облученных кристаллических материалов от плотности дислокаций (дозы облучения) является проявлением закономерности, описываемой правой ветвью уточненной схемы И.А. Одингга. При достижении критической плотности дефектов, зависящей от материала, вида упрочнения и условий испытания, в металле значительно возрастает число дислокаций, способных преодолевать препятствия в динамическом режиме (или в режиме каналирования). Стадия насыщения упрочнения и последующего падения прочностных характеристик при достижении критической плотности дефектов, в частности дислокаций, в материалах, упрочненных различными способами (пластически деформированных, закаленных, облученных и т.д.), обусловлена эффектом каналирования дислокаций.

11. Установлено, что повышение качества металла и применение специальных способов выплавки (особенно двойной вакуумно-дуговой переплав) наряду с микролегированием РЗМ позволяет уменьшить общее количество и обеспечить более равномерное распределение в объеме металла неметаллических включений, а также неблагоприятных первичных и вторичных фаз, добиться сравнительно однородного распада твердых растворов с выраженным инкубационным периодом формирования вторичных избыточных карбидных и интерметаллидных фаз и более равномерного

распределения дислокационной плотности в объеме зерен. Такое структурное состояние позволяет создать в металле достаточный запас пластичности, обеспечивающий при различных способах упрочнения (пластическая деформация, закалка, нейтронное и ионное облучение и т. д.) переход в режим каналирования дислокаций и последующее разрушение на более поздних стадиях деформации, то есть при больших средних значениях плотности дислокаций в объеме стальной матрицы, и, следовательно, при больших значениях прочности.

Основные результаты диссертации опубликованы в работах:

1. **Паршин А.М., Петкова А.П., Степанов Е.З.** Пути повышения прочности металлов и сплавов // Взаимодействие быстрых заряженных частиц с твердыми телами: Тезисы докладов V Российско-японского семинара (Белгород, июнь 1996 г.). Белгород: Изд-во БГПУ, 1996. С. 54–56.

2. **Паршин А.М., Кириллов Н.Б., Петкова А.П.** Неравномерность распределения дислокаций и изотропность свойств // Синергетика, структура и свойства материалов, самоорганизующиеся технологии: Тезисы докладов III Российского симпозиума. Ч. I. Самоорганизация структур и свойства материалов (Москва, октябрь 1996 г.). М.: ЦРДЗ, 1996. С. 14–16.

3. Длительная эксплуатация ВВЭР и неотложные задачи / А.М.Паршин, Н.Б.Кириллов, А.П.Петкова, И.В.Теплухина // Там же. С. 114–115.

4. **Паршин А.М., Кириллов Н.Б., Петкова А.П.** Неравномерность распределения дислокаций и локализация деформации // Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий: Тезисы докладов IV Межгосударственного семинара (Обнинск, июнь 1997 г.). Обнинск: ИАТЭ, 1997. С. 128–129.

5. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Ослабление локализации пластического деформирования в условиях радиационного воздействия // Радиационная физика твердого тела: Материалы VII Межнародного совещания (Севастополь, июль 1997 г.). М.: Изд-во НИИ ПМТ при МГИЭиМ(ТУ), 1997. С. 86–88.

6. Двойной вакуумный переплав и работоспособность аустенитной стали / А.М.Паршин, Н.Б.Кириллов, И.Е.Колосов, М.И.Криворук, А.П.Петкова // Высокие технологии в современном материаловедении: Тезисы докладов Международной научно-технической конференции (Санкт-Петербург, май 1997 г.). СПб: Изд-во СПбГТУ, 1997. С. 31–32.

7. Равномерная и локальная деформация и качество металла / А.М.Паршин, И.М.Горкавчук, А.П.Петкова, Е.З.Степанов // Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов: Материалы VII конференции стран СНГ (Белгород, сентябрь 1997 г.). Белгород: Изд-во БелГУ, 1997. С. 87–88.

8. Критическая плотность дислокаций и качество металла / А.М.Паршин, Н.Б.Кириллов, А.П.Петкова, Ю.В.Шленов // Там же. С. 128–130.

9. **Паршин А.М., Кириллов Н.Б., Петкова А.П.** Пути ослабления локализации пластического деформирования в условиях радиационного воздействия // Электрофизические и электрохимические технологии: Тезисы докладов Международной научно-технической конференции (Санкт-Петербург, июнь 1997 г.). СПб: Изд-во СПбГТУ, 1997. С. 123–125.

10. Прочность и пластичность поверхности изделий при лазерной обработке / Паршин А.М., Кириллов Н.Б., Петкова А.П., Степанов Е.З // Там же. С. 70–71.

11. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Пути повышения работоспособности аустенитных хромоникелевых сталей // Фундаментальные исследования в технических университетах: Материалы научно-технической конференции Ассоциации техниче-

ских университетов России (Санкт-Петербург, июнь 1997 г.). СПб: Изд-во СПбГТУ, 1997. С. 285–286.

12. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Повышение качества металла как мера ослабления локализации пластической деформации // XXVII неделя науки СПбГТУ: Материалы межвузовской научной конференции. Часть II. (Санкт-Петербург, июнь 1999). СПб.: Изд-во СПбГТУ, 1999. С. 43–45.

13. Критическая плотность дислокаций и качество металла / А.М.Паршин, Н.Б.Кириллов, А.П.Петкова, Ю.В.Шленов // Научные ведомости БелГУ, № 1(6). Белгород: Изд-во БелГУ, 1998. С. 113–123.

14. Равномерная и локальная деформация и качество металла / А.М.Паршин, И.М.Горкавчук, А.П.Петкова, Е.З.Степанов // Там же. С. 107–113.

15. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Пути повышения работоспособности аустенитных сталей в условиях радиационного воздействия. // Радиационная физика твердого тела: Труды VIII Межнационального совещания (Севастополь, июль 1998 г.). М: Изд-во НИИ ПМТ при МГИЭМ(ТУ), 1998. С. 271–277.

16. **Паршин А.М., Кириллов Н.Б., Петкова А.П.** Влияние качества металла на локализацию повреждаемости, вакуумную плотность и механические свойства аустенитных сталей и сплавов // Пластическая, термическая и термомеханическая обработка современных металлических материалов: Материалы Международной научно-технической конференции (Санкт-Петербург, 02-03.06 1999 г.). СПб.: Изд-во СПбГТУ, 1999. С. 57–59.

17. **Петкова А.П.** Влияние повышения качества металла и применения вакуумной металлургии на локализацию повреждаемости и механические свойства аустенитных сталей и сплавов // Вестник молодых ученых. Технические науки, № 1(2). СПб.: Изд-во СПбГТУ, 1999. С. 26–34.

18. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Влияние качества металла на локализацию повреждаемости и механические свойства аустенитных сталей и сплавов // Научные ведомости БелГУ, № 1(10). Белгород: Изд-во БелГУ, 2000. С. 70–75.

19. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Влияние качества металла на локализацию пластической деформации в конструкционных сталях и сплавах // Физика и химия обработки материалов. М.: Элиз, 2000, № 3. С. 79–84.

20. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Низкотемпературное радиационное охрупчивание аустенитных сталей и сплавов // Радиационная физика твердого тела: Труды X межнационального совещания (Севастополь, июль 2000 г.). М.: Изд-во НИИ ПМТ при МГИЭМ(ТУ), 2000. С. 622–626.

21. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Влияние качества металла и применения вакуумной металлургии на структуру аустенитных сталей и сплавов в условиях нейтронного воздействия // Чистые металлы: Сборник докладов 7-го Международного симпозиума (г. Харьков, Украина, 23–27.04.2001 г.). Харьков: ИПЦ "Контраст", 2001. С. 68–72.

22. Основные радиационные дефекты и диффузия в сплавах / А.М.Паршин, Р.Н.Кикичев, Н.Б.Кириллов, И.Е.Колосов, М.И.Криворук, О.В.Николаева, А.П.Петкова // Науч. ведомости БелГУ, № 1(14). Белгород: Изд-во БелГУ, 2001. С. 59–64.

23. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Низкотемпературное радиационное охрупчивание аустенитных коррозионно-стойких сталей и сплавов и их работоспособность при предельных дозах нейтронного облучения // Там же. С. 102–113.

24. **Паршин А.М., Теплухин Г.Н., Петкова А.П.** Общность явлений синеломкости, отпускной и тепловой хрупкости и низкотемпературного радиационного охрупчивания // Там же. С. 113–118.

25. **Петкова А.П., Кикичев Р.Н.** Роль структуры и качества металла в предотвращении преждевременных разрушений // Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения: Труды 4-й международной конференции (Санкт-Петербург, июнь 2001 г.). СПб.: Нестор, 2001. С. 146–148.

26. **Паршин А.М., Кикичев Р.Н., Петкова А.П.** Влияние содержания никеля на сопротивляемость коррозионному растрескиванию облученных аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов // Там же. С. 238–240.

27. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Низкотемпературное радиационное охрупчивание аустенитных конструкционных материалов // Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий: Материалы VI межгосударственного семинара (Обнинск, 12–15.6.2001 г.). Обнинск: ИАТЭ, 2001. С. 143–145.

28. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Повышение качества металла и применение вакуумной металлургии как мера ослабления локализации пластической деформации // Структурно-кинетическая концепция и работоспособность конструкционных материалов: Труды СПбГТУ, № 483. СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2001. С.23–30.

29. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Низкотемпературное радиационное охрупчивание и вырождение деформационной способности аустенитных сталей и сплавов // Металлы. 2001. № 3. С. 123–127.

30. **Паршин А.М., Жуков В.А., Петкова А.П.** Особенности радиационной хладноломкости и пути повышения работоспособности материалов корпусов реакторов // Атомное энергомашиностроение: Труды НПО ЦКТИ, № 282. СПб.: Изд-во НПО ЦКТИ, 2002. С. 258–266.

31. **Паршин А.М., Михайлов Ю.К., Петкова А.П.** Особенности пластической деформации аустенитных коррозионно-стойких сталей и сплавов при предельных дозах нейтронного облучения // Там же. С. 267–280.

32. Микролегирование редкоземельными элементами и свойства сплавов / А.М.Паршин, Н.Б.Кириллов, О.В.Николаева, А.П. Петкова // Научно-технические ведомости СПбГТУ, №1(27). СПб: Изд-во СПбГТУ, 2002. С. 49–55.

33. **Паршин А.М., Кикичев Р.Н., Петкова А.П.** Влияние микролегирования редкоземельными элементами на свойства и работоспособность сплавов // Ресурс и надежность материалов и сварных соединений энергетических установок: Труды ЦКТИ, № 286. СПб.: Изд-во НПО ЦКТИ, 2002. С. 94–101.

34. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Особенности низкотемпературного радиационного охрупчивания аустенитных сталей и сплавов при предельных дозах нейтронного облучения // Радиационная физика твердого тела: Труды XII международного совещания (Севастополь, июль 2002 г.). М.: Изд-во НИИ ПМТ при МГИЭИМ (ТУ), 2002. С. 455–459.

35. **Паршин А.М., Кикичев Р.Н., Петкова А.П.** Интеркристаллитное коррозионное растрескивание аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов // Там же. С. 407–411.

36. **Петкова А.П.** Низкотемпературное радиационное охрупчивание и работоспособность аустенитных коррозионно-стойких сталей и сплавов при высоких дозах нейтронного облучения // Физика и химия обработки материалов, № 4. М: Элиз, 2002. С. 22–28.

37. **Петкова А.П.** К вопросу о низкотемпературном упрочнении и охрупчивании облученных аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов // *Металлы*. 2003. № 2. С. 50–60
38. **Колосов И.Е., Паршин А.М., Петкова А.П.** О пластичности металлов и сплавов // *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*, № 3 (81). Харьков: ХФТИ, 2003. С. 71–74.
39. **Петкова А.П.** Особенности пластической деформации облученных аустенитных коррозионно-стойких сталей в температурном интервале 20–450°C // *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*, № 4 (82*). Харьков: ХФТИ, 2003. 9 с.
40. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Структура, радиационная повреждаемость и деформационная способность аустенитных сталей и сплавов при низкотемпературном нейтронном облучении // *Научно-технические ведомости СПбГТУ*, №3(33). СПб: Изд-во СПбГТУ, 2003. С. 77–91.
41. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Влияние качества металла на локализацию повреждаемости сталей и сплавов // *Труды XIII Петербургских чтений по проблемам прочности, посвященных 70-летию секции прочности и пластичности материалов им. акад. Н.Н.Давиденкова (Санкт-Петербург, 12–14.03.2002)*. СПб.: ФТИ, 2002. С. 35.
42. **Паршин А.М., Петкова А.П., Добренякин Ю.П.** Низкотемпературное радиационное охрупчивание и работоспособность аустенитных сталей и сплавов при предельных дозах нейтронного облучения // Там же. С. 44.
43. **Паршин А.М., Кикичев Р.Н., Петкова А.П.** Особенности интеркристаллитного коррозионного растрескивания конструкционных материалов АЭУ // Там же. С. 102–103.
44. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Особенности низкотемпературного радиационного охрупчивания аустенитных сталей и сплавов при предельных дозах нейтронного облучения // *Труды XV международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению (10–15 июня 2002, г. Алушта)*. Харьков: Изд-во "Виктория", 2002. С. 172–173.
45. Вопросы охрупчивания и хладностойкости сталей и сплавов в экстремальных условиях эксплуатации / А.М.Паршин, А.П.Петкова, Р.Н.Кикичев, Г.Д.Никишин, Ю.П.Добренякин, О.Э.Муратов // Там же. С.145–146.
46. **Паршин А.М., Петкова А.П.** Пути повышения работоспособности материалов корпусов ВВЭР // *Радиационная физика твердого тела: Труды XIII международного совещания (Севастополь, июль 2003 г.)*. М.: Изд-во НИИ ПМТ при МГИЭИМ (ТУ), 2003. 6 С.
47. Решение о выдаче патента на изобретение от 29.05.2003 по заявке №2002115586/02(016438). Аустенитная коррозионно-стойкая сталь / А.М.Паршин, А.П.Петкова, Р.Н.Кикичев.