

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБЛУЧЕННЫХ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 20...450°C

А.П. Петкова

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
г. Санкт-Петербург, Россия*

Приведены основные признаки проявления низкотемпературного радиационного охрупчивания конструкционных материалов, рассмотрено влияние на низкотемпературное радиационное охрупчивание типа кристаллической решетки температуры испытания, температуры и дозы облучения, скорости деформации, микролегирования РЗМ, чистоты металла. Изучено влияние дозы нейтронного облучения на пластическую деформацию сталей и сплавов в температурной области низкотемпературного радиационного охрупчивания. Предложена схема изменения предела прочности и текучести и равномерного относительного удлинения аустенитных конструкционных материалов в зависимости от дозы облучения, плотности дислокаций и содержания никеля. Рассмотрены пути повышения стойкости аустенитных сталей и сплавов к низкотемпературному радиационному охрупчиванию.

1. ВВЕДЕНИЕ

Вопросу влияния нейтронного облучения на деформационную способность аустенитных сталей и сплавов (а также других конструкционных материалов) в области температур 20...450°C посвящено гораздо меньше исследований по сравнению с температурным интервалом 550...800°C. Однако именно в интервале умеренных температур (20...450°C) с увеличением флюенса нейтронов происходит резкое снижение относительного удлинения аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов [1]. Это явление получило название низкотемпературного радиационного охрупчивания конструкционных материалов.

Низкотемпературное радиационное охрупчивание (НТРО) проявляется на широком классе материалов: аустенитных сталях и сплавах (20...450°C) [1-3], никеле и его сплавах (20...400°C) [2], ферритно-мартенситных сталях (300...500°C) [3], α -сплавах титана (20...400°C) [1] и т. д.

Можно выделить следующие основные признаки НТРО. В температурной области НТРО наблюдается внутризеренное, достаточно однородное выделение карбидных (нитридных) и интерметаллидных фаз, обуславливающее транскристаллитный характер разрушения конструкционных материалов в указанном температурном интервале.

Пределы текучести и прочности облученных материалов значительно превышают значения указанных характеристик необлученных материалов; наблюдается вырождение равномерного и локального относительных удлинений, приводящее с увеличением повреждающей дозы к потере устойчивости пластического деформирования (пластической неустойчивости), локализации пластической деформации облученного металла в тонких полосах (или каналах) скольжения и падению прочностных характеристик.

Пластичность в области НТРО (в отличие от области высокотемпературного радиационного охрупчивания) может быть восстановлена высокотемпературным отжигом.

2. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА ЭФФЕКТ НТРО

Величина эффекта НТРО зависит от ряда факторов: типа кристаллической решетки, температуры испытания, температуры и дозы облучения, скорости деформации, микролегирования РЗМ, чистоты металла. Согласно данным работ [1-3], в сходных условиях испытания материалами с ГПУ-решеткой (α -сплавы титана) и особенно с ГЦК-решеткой (аустенитные стали и высоконикелевые сплавы) менее склонны к НТРО, по сравнению с ферритными сталями и некоторыми другими материалами с ОЦК-решеткой. Минимальные значения относительного (полного и равномерного) удлинения облученных аустенитных материалов в области НТРО обнаружены в интервале температур 200...400°C [1]. Наиболее резкое охрупчивание аустенитных сталей проявляется после облучения примерно в том же температурном интервале (250...350°C) [1]. Увеличение дозы облучения и (или) уменьшение скорости деформирования ускоряет снижение пластичности аустенитных сталей и сплавов в области НТРО и сдвигает минимум пластичности в сторону более низких температур [1]. Микролегирование РЗМ и (или) применение специальных способов выплавки (ЭШП, ВД, ВИ+ВД) замедляет снижение пластичности аустенитных сталей и сплавов в температурном интервале НТРО.

3. ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ В ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ НТРО

Рассмотрим подробнее влияние дозы нейтронного облучения на процессы упрочнения и охрупчивания сталей и сплавов в интервале НТРО. Пределы текучести после облучения нейтронами до больших доз (10^{20} ... 10^{22} нейтр/см²) аустенитных сталей повышаются в 1,5...3,0 раза, у отожженных чистых металлов критические скалывающие напряжения могут возрастать более чем в 10 раз. Предел прочности

при этом, как правило, повышается в меньшей степени. Облучение в температурном интервале НТРО приводит к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения, т.е. уменьшается разница между значениями пределов текучести и прочности материалов. Это способствует ускорению начала "пластической неустойчивости" и значительному (иногда катастрофическому) снижению пластичности облученного материала.

У некоторых материалов после облучения на кривых растяжения сразу же по достижении верхнего предела текучести наблюдается падение напряжения и пластическое течение с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения (пластическая неустойчивость), при этом деформация начинается в местах локальной концентрации напряжений с образования шейки. Это явление получило название "пластической неустойчивости" [4, 5, 6]. В этом случае облученные образцы имеют практически нулевую равномерную деформацию. Наличие локальной деформации объясняется проявлением эффекта "каналирования" дислокаций [7]. В интервале умеренных температур явлению пластической неустойчивости 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 [5]. Пластическая неустойчивость аустенитных сталей (например, стали типа 316) проявляется при облучении повреждающими дозами, превышающими 10^{22} нейтр/см² [8].

Основным микроструктурным признаком пластической неустойчивости 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. Установлено, что пластическая неустойчивость характерна для структур с преобладающей и высокой долей дислокационных петель в общем количестве радиационных дефектов.

По данным авторов работы [9, 10], зависимость предела текучести облученных кристаллических материалов от дозы облучения можно представить в виде сложной немонотонной кривой с несколькими стадиями, наличие и проявление каждой из которых зависит от природы, структурного состояния, условий облучения и испытания материалов [11]. 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 со-

зданием спектра различной природы стопоров и барьеров на пути движения дислокаций. Наиболее сильное упрочнение на начальной стадии создают кластеры межузельного и вакансионного типов. В зависимости от флюенса частиц, а следовательно, от степени повреждения металлов, процесс образования упрочняющих радиационных дефектов происходит в два этапа с характерной для каждого из них скоростью. 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 сплавов на основе железа доза насыщения выше [12]. Для коррозионно-стойких сталей аустенитного класса типа X15N16 доза насыщения радиационного упрочнения достигается при $10^{22} \dots 10^{23}$ нейтр/см² [13].

Однако, по мнению авторов, повышение повреждающей дозы в аустенитных сталях и сплавах до значений $10^{22} \dots 10^{23}$ нейтр/см² ($T_{обл} = 300 \dots 400^\circ\text{C}$) в температурном интервале НТРО ($20 \dots 450^\circ\text{C}$) вызывает не только насыщение радиационного упрочнения, но и последующее снижение прочностных характеристик в результате резкого падения пластичности (рис. 1).

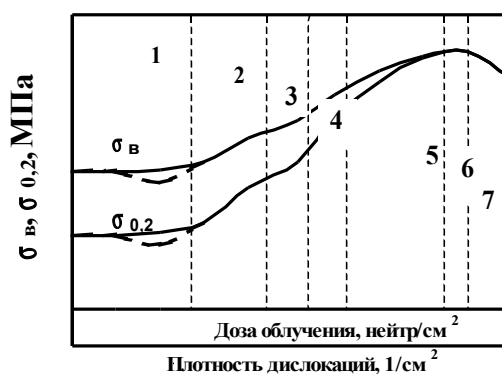


Рис. 1. Схема изменения пределов текучести и прочности аустенитных сталей и сплавов с увеличением дозы облучения: 1 – область отсутствия радиационного упрочнения; 2 – область слабого упрочнения или разупрочнения; 3 – 5 – области сильного упрочнения; 6 – область насыщения всех микроструктурных компонентов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

В общем виде этот эффект может быть проиллюстрирован наличием участка падения значений предела текучести (прочности), начиная с некоторой "предельной" повреждающей дозы. 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 облученного металла локализуется в тонких полосах скольжения, т.е. наблюдается описанный выше эффект каналирования дислокаций.

Экспериментальным подтверждением падения значений предела текучести, начиная с некоторой "предельной" повреждающей дозы, может служить зависимость изменения кратковременных прочностных свойств аустенитной стали марки 09X18H9 от дозы нейтронного облучения [4] (рис.2).

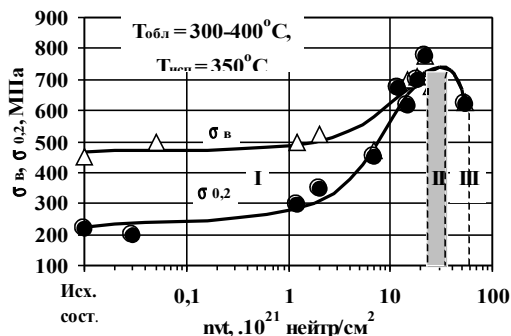


Рис.2. Изменение кратковременных прочностных ($\sigma_{0,2}$, σ_v) свойств аустенитной стали марки 09X18H9 в зависимости от дозы нейтронного облучения

Область I (соответствует областям 1-5 предыдущей диаграммы) является областью радиационного упрочнения и пластической стабильности стали 09X18H9; область II (соответствует области 6) – областью резкого снижения способности к деформационному упрочнению вследствие "насыщения" радиационными дефектами; область III (соответствует области 7) – областью пластической нестабильности и разрушения. Значение предельной повреждающей дозы для этой стали составляет $\sim 2 \cdot 10^{22}$ нейтр/см².

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 только величиной прироста напряжения начала пластической деформации, отражает все процессы и особенности пластической деформации об-

лученного 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 междузельного 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 в интервале НТРО обусловлено в основном кластерами и частицами выделений; при дозах более 10^{22} нейтр/см² становится весомым вклад дислокационных петель. Вклад пор существенен при больших дозах и температурах. На стадии насыщения радиационного упрочнения и последующего падения прочностных характеристик с увеличением плотности радиационных дефектов значительно возрастает число дислокаций, способных преодолевать препятствия в динамическом режиме, т.е. наблюдается описанный выше эффект каналирования дислокаций, обуславливающий наличие локального относительного удлинения облученных образцов.

4. СХЕМА ИЗМЕНЕНИЯ ПРЕДЕЛОВ ПРОЧНОСТИ И ТЕКУЧЕСТИ И РАВНОМЕРНОГО ОТНОСИТЕЛЬНОГО УДЛИНЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ДОЗЫ ОБЛУЧЕНИЯ, ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ И СОДЕРЖАНИЯ НИКЕЛЯ

Учитывая вышеизложенное, авторами предлагается схема, одновременно учитывающая упрочняющее и охрупчивающее влияние облучения на механические свойства аустенитных сталей и сплавов, а также иллюстрирующая влияние легирования на склонность к НТРО. На рис.3 показаны схемы изменения пределов прочности и текучести, а также равномерного относительного удлинения стали 03X16H15M3Б и сплава 03X20H45M4Б в зависимости от дозы облучения и плотности дислокаций.

До некоторой предельной дозы облучения (область I) наблюдаются радиационное упрочнение и пластическая стабильность указанных материалов (преимущественное повышение $\sigma_{0,2}$ при непрерывном снижении равномерного и сосредоточенного относительных удлинений (рис.3), а также работы зарождения и развития трещин).

При дозе облучения $5,5 \cdot 10^{21}$ нейтр/см² равномерное относительное удлинение стали типа X16H15M3Б снижается до значений 0,5%, предел текучести и прочности практически совпадают, происходит как бы "насыщение" радиационными дефектами (область II). Дальнейшее увеличение дозы нейтронного облучения приводит к потере устойчивости пластического деформирования и локализации деформации с образованием шейки. Для

высоконикелевого сплава типа 03X20H45M4Б насыщение радиационного упрочнения (область II) и последующее падение прочности (область III) наблюдается при большей предельной дозе нейтронного облучения, чем для стали типа X16H15M3Б.

При значениях равномерного относительного удлинения, соответствующих области II (см. выделенные области на рис.3), вследствие неоднородности протекания пластической деформации и ее локализации у дефектов радиационного происхождения, скоплений первичных и вторичных фаз и неметаллических включений, может наблюдаться развитие пластической неустойчивости и преждевременное разрушение аустенитных материалов. Поэтому их области применения по дозе облучения должны ограничиваться значениями равномерного относительного удлинения, соответствующими началу области пластической неустойчивости (области II).

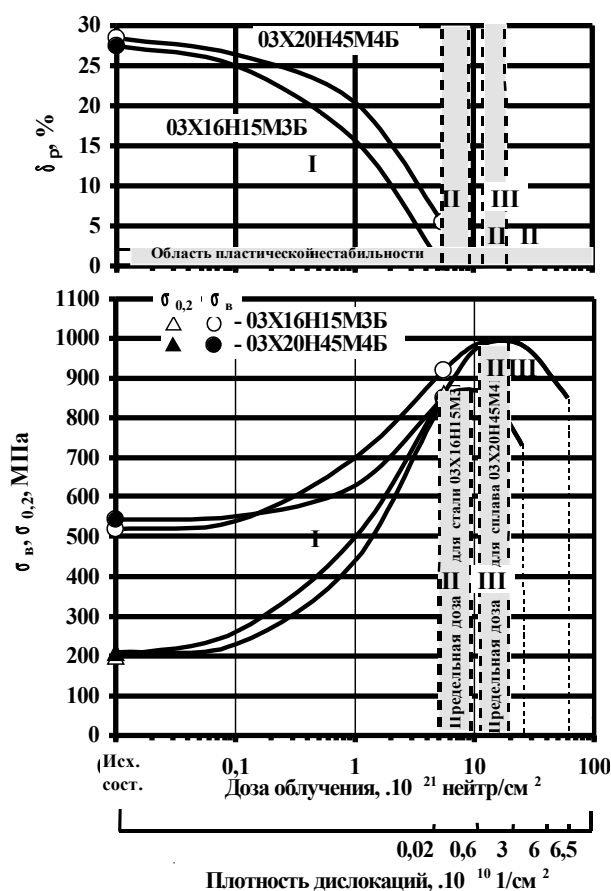


Рис.3. Схема изменения пределов прочности и текучести и равномерного относительного удлинения аустенитных конструкционных материалов в зависимости от дозы облучения, плотности дислокаций и содержания никеля

Эти значения зависят от материала, условий облучения и испытания. На практике принят запас равномерного удлинения не менее 1...2% (см. выделенную область на рис.3).

5. ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ К НТРО АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Увеличение содержания никеля в Cr-Ni-Mo аустенитных сталях, а также микролегирующие их РЗМ, обеспечивает выраженный инкубационный период формирования вторичных карбидных и интерметаллидных фаз типа $Cr_{23}C_6$ и $Ni(Nb, Mo)_2$ и сравнительно вялое протекание распада во времени с образованием небольшого количества вторичных фаз, относительно равномерно распределенных внутри зерен твердого раствора. При таком распаде на ранних его стадиях возникают сильные поля структурных напряжений, вызванные объемной дилатацией на границе "формирующаяся фаза – матрица", перераспределяющие потоки разноименных точечных дефектов, "экранируя" междоузельные атомы от опасных структурных стоков и обеспечивая возможность их рекомбинации с вакансиями. Равномерность распада и развитая поверхность межфазных границ, являющихся потенциальными стоками для радиационных дефектов, на более поздних стадиях распада способствует как равномерности распределения радиационных дефектов, так и снижению их концентрации. Такой характер протекания распада твердых растворов в высоконикелевых сплавах позволяет значительно снизить скорость накопления в них радиационных дефектов, замедляя развитие пластической неустойчивости и увеличивая тем самым предельную повреждающую дозу для этих материалов.

Микролегирующие РЗМ повышает плотность выделений при распаде твердых растворов, являясь центрами зарождения вторичных выделений или формируя самостоятельную избыточную фазу. Так, микродобавки празеодима (0,07...0,2%), скандия (0,05...0,13%), лантана (0,03...0,07%) положительно сказываются на деформационной способности никеля в температурной области НТРО [2]. Также микролегирующие стали типа X16H15M3Б скандием (около 0,13%) снижает ее склонность к НТРО [2]. Редкоземельные элементы в связи с их большими атомными радиусами имеют весьма ограниченную растворимость в твердых растворах сталей и сплавов, резко уменьшающуюся с понижением температуры. Введение в никель празеодима, скандия, лантана в количестве около 0,1% и более (а также микролегирующие аустенитных сталей типа 15-15 скандием в указанных количествах) обеспечивает значительное пересыщение твердого раствора этими элементами в температурном интервале НТРО, что обеспечивает формирование вторичной избыточной фазы с развитым инкубационным периодом и значительной объемной дилатацией на стадии предвыделения. Таким образом, микролегирующие редкоземельными элементами никеля и аустенитных сталей

и сплавов создает условия для протекания аномальной рекомбинации разноименных дефектов, что вызвано как увеличением плотности зарождения вторичной фазы, так и усилением распада исходного метастабильного твердого раствора в температурном интервале НТРО.

Снижение содержания вредных примесей и неметаллических включений в твердом растворе в облучаемых сталях и сплавах способствует более однородному протеканию распада твердого раствора, ослаблению локализации пластической деформации, особенно под облучением, позволяет снизить скорость накопления и обеспечить более равномерное перераспределение радиационных дефектов, замедляя развитие пластической неустойчивости и снижая темп падения деформационной способности, что способствует повышению предельной повреждающей дозы для этих материалов.

Таким образом, предельная доза облучения, при которой начинается падение кратковременных прочностных свойств, 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.

Применение специальных способов выплавки аустенитных сталей и сплавов (ЭШП, ВИ+ВД и.д.), выбор оптимальной легирующей композиции (сплавы типа X20H45M4Б), микролегирование РЗМ (стали типа X16H15M3Б+0,13% Sc, сплавы 03X20H45M4БЧ, 03X20H45M4БРЦ) позволяют снизить НТРО и повысить предельную повреждающую дозу для указанных конструкционных материалов.

На рис.4 приводится сравнительная оценка деформационной способности различных аустенитных

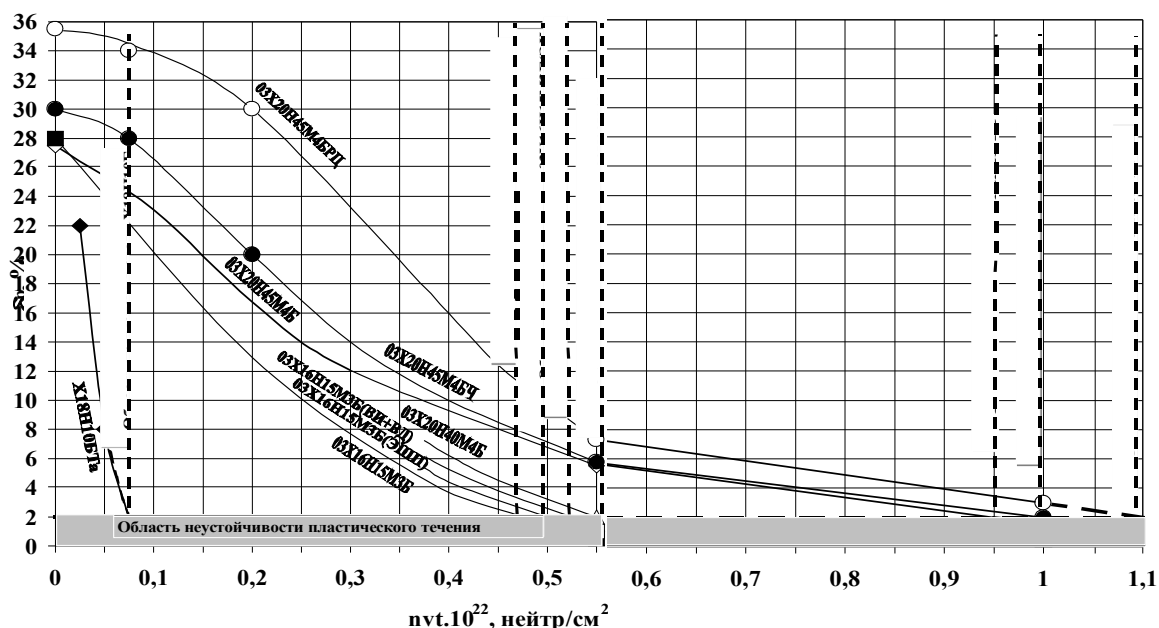


Рис 4. Сравнительная оценка деформационной способности различных аустенитных сталей и сплавов после нейтронного облучения ($T_{обл} = 300...350^{\circ}C$, $T_{исп} = 300...400^{\circ}C$)

сталей и сплавов ($T_{обл}=300...350^{\circ}\text{C}$, $T_{исп}=300...400^{\circ}\text{C}$) с указанием областей их применения по дозе облучения. На основании вышеизложенного, можно предложить следующие основные пути ослабления эффекта НТРО аустенитных конструкционных материалов: применение способов выплавки, снижающих содержание вредных примесей и неметаллических включений и способствующих более однородному протеканию распада пересыщенных твердых растворов; микролегирование сталей типа X16N15M3B скандием (около 0,13%); повышение содержания никеля в аустенитных материалах до 30...50%; легирование высоконикелевых сплавов бором и цирконием, а также иттрием и цирконием (сплавы типа 03X20N45M4BPC, 03X20N45M4BC).

ЛИТЕРАТУРА

1. А.М. Паршин, И.М. Неклюдов, И.В. Горынин и др. *Структура и радиационная повреждаемость конструкционных материалов*. М.: «Металлургия», 1996, ч.3, с.49–69.
2. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов и др. Снижение эффектов радиационного охрупчивания и радиационной ползучести сталей и сплавов с помощью микролегирования РЗМ // *Радиационное материаловедение*. 1990, т.1, с. 175–183.
3. И.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов, А.А. Пархоменко и др. Сравнительное исследование радиационного охрупчивания сталей и сплавов с ОЦК- и ГЦК-решетками // *Радиационное материаловедение*. 1990, т. 6, с. 162–170.
4. И.П. Курсевич, А.Н. Лапин, В.А. Николаев. Радиационная повреждаемость конструкционных материалов, используемых в реакторах типа БН // *Вопросы материаловедения*. С-Пб.: ЦНИИ КМ "Прометей", 1999, № 3(20), с. 352–374.
5. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов и др. *Некоторые проблемы физики радиационных повреждений материалов*. Киев: «Наукова думка», 1979, 240 с.
6. В.А. Казаков, В.К. Шамардин. Исследование и разработка материалов для реакторов термоядерного синтеза // *Проблемы конструкционных материалов первой стенки ТЯР, связанные с объемными радиационными дефектами*. М.: «Наука», 1981, с. 19–35.
7. R.P. Tucker, S.M. Ohr, M.S. Wechsler. Radiation hardening and transmission electron microscopy in Nb // *Radiation damage in reactor materials*. Vienna, 1969, v. 1, p. 417–425.
8. I.E. Pawel, M.I. Grjssbeck, K.A. Shiba. Effect of low temperature neutron irradiation on deformation behavior of austenitic stainless steels // *Int. Conf. of Fusion reactor materials*. Obninsk. Russia. 1995, p. 90.
9. А.Д. Амаев, А.М. Крюков, И.М. Неклюдов, А.М. Паршин и др. *Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов*. С.-Пб.: «Политехника», 1997, 312 с.
10. А.М. Паршин, И.М. Неклюдов, Н.В. Камышанченко и др. *Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение*. М.–С.-Пб. Белгород: БГУ, 1998, 378 с.
11. В.Л. Инденбом, В.В. Кирсанов, А.Н. Орлов. Радиационные дефекты в кристаллах // *Вопросы атомной науки и техники. Серия "Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение"*. 1982, вып. 2(21), с. 3–22.
12. N. Icata, K. Watanabe, J. Konko. Radiation effects on iron and iron alloys // *J. Fac. Eng. Univ. Tokyo*, 1976, v. 33, N 3, p.4 17–425.
13. В.К. Шамардин, В.С. Неустроев, В.Н. Голованов и др. Эволюция структуры и механических свойств аустенитных сталей с ростом дозы облучения // *Реакторное материаловедение*, т. 3, с. 72–88.

ОСОБЛИВОСТІ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ОПРОМІНЕНИХ АУСТЕНІТНИХ КОРОЗІЙНО-СТІЙКИХ СТАЛЕЙ У ТЕМПЕРАТУРНОМУ ІНТЕРВАЛІ 20...450⁰ С

А.П. Петкова

Наведені основні ознаки проявлення низькотемпературного радіаційного окрихчення конструкційних матеріалів, розглянуто вплив на низькотемпературне радіаційне окрихчення типу кристалічної ґратки, температури випробувань, температури та дози опромінення, швидкості деформації, мікролегування РЗМ, чистоти металу. Вивчено вплив дози нейтронного опромінення на пластичну деформацію сталей та сплавів у температурній області низькотемпературного радіаційного окрихчення. Запропонована схема зміни границі міцності та пластичності та рівномірного відносного подовження аустенітних конструкційних матеріалів в залежності від дози опромінення, щільності дислокацій та вмісту нікелю. Розглянуто шляхи підвищення стійкості аустенітних сталей та сплавів до низькотемпературного радіаційного окрихчення

PLASTIC DEFORMATION CHARACTERISTIC PROPERTIES OF IRRADIATED AUSTENITE CORROSION - RESISTANT STEELS IN THE TEMPERATURE RANGE 20...450⁰C

A.P. Petkova

The main signs of the low-temperature radiation embrittlement of structural materials are described; the effect of the crystalline lattice type, of the test temperature and of the irradiation dose, of deformation rate, of the microalloying by REth, of the metal purity on the low temperature radiation embrittlement is considered. The influence of the neutron irradiation dose on the plastic de-

formation of steels and alloys in the temperature range of low-temperature radiation embrittlement is studied. The diagram of the ultimate strength and the yield point, of the elongation change of austenite structural materials in dependence on the irradiation dose, on the dislocation density and on the nickel content is proposed. The methods of the increase of the austenite steels and alloys resistance to the low temperature radiation embrittlement are considered