

# СТРУКТУРНО-КИНЕТИЧЕСКАЯ КОНЦЕПЦИЯ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

*И.В. Теплухина*

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, кафедра  
«Металловедение», г. Санкт-Петербург, Россия*

Рассмотрены особенности распада пересыщенных твёрдых растворов и температурно-временные закономерности его протекания в аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах. Показано влияние однородности распада твёрдых растворов на структурно-принудительную рекомбинацию и локализацию повреждаемости конструкционных материалов ядерных энергетических установок. Автор считает, что структурные превращения, протекающие на различных стадиях распада твёрдых растворов, усиливаемые или индуцируемые радиацией, оказывают определяющее влияние на указанные эффекты нейтронного (и ионного) облучения.

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Ввиду необходимости экономии запасов органического топлива и его рационального использования в условиях возрастающего потребления электроэнергии преодоление энергетического кризиса неизбежно связывается с использованием ядерной энергии.

К настоящему времени ядерная энергетика заняла прочное место в энергетическом балансе Франции, Японии, Бельгии, Швеции и других стран. Наиболее полно энергетическая проблема может быть решена при использовании реакторов на быстрых нейтронах и особенно с созданием термоядерных реакторов. Однако создание конструкционных материалов для основных узлов реакторов на быстрых нейтронах и термоядерных энергетических установок представляет большие трудности по сравнению с разработкой или выбором материалов для реакторов деления на тепловых нейтронах или, тем более, для традиционных тепловых энергетических установок.

Среди факторов, определяющих работоспособность конструкционных материалов в составе основных узлов ядерных энергетических установок, наибольшую опасность представляют процессы, вызывающие радиационное распухание и распыление, усиливающие ползучесть и охрупчивание, повышающие температуру вязкохрупкого перехода и снижающие сопротивляемость коррозионному разрушению. Ослабление или подавление радиационной повреждаемости требует выяснения механизма влияния на неё структурных превращений на различных стадиях распада твёрдых растворов под влиянием облучения.

## 2. ОСОБЕННОСТИ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННЫХ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ И ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕ- МЕННЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЕГО ПРО- ТЕКАНИЯ

Школой профессора А.М. Паршина установлено, что выпадение вторичных фаз из пересыщенных

твёрдых растворов с различной кристаллической структурой представляется как многостадийный процесс, при котором задолго до выделения избыточной обособленной фазы протекает ряд промежуточных превращений [1,2]. В дисперсионно-упрочняемых аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах различных композиций (X12H20T3P, X18H22B2T2, X15H35M2BTЮP, XH77TЮP) в процессе старения при высоких температурах (500...850 °C) до появления обособленной фазы типа Ni<sub>3</sub>Ti с кубической гранецентрированной решёткой ( $\gamma'$ -фаза,  $\beta$ -фаза Ni<sub>3</sub>Ti и др.) появляются зоны, не имеющие поверхности раздела с матрицей, но обладающие различной от неё травимостью. С увеличением длительности старения в этих зонах происходит обособление избыточной фазы Ni<sub>3</sub>Ti. Обнаруженные области с отличной от твёрдого раствора травимостью представляют собой зоны предвыделения фазы Ni<sub>3</sub>Ti.

Таким образом, выпадение вторичных фаз типа Ni<sub>3</sub>Ti в дисперсионно-твердеющих сталях и сплавах представляется многостадийным процессом, включающим в себя появление сегрегатов, образований типа зон Гинье – Престона – Багаряцкого; различных промежуточных состояний формирующейся фазы, когерентной фазы и, наконец, обособленной равновесной фазы типа Ni<sub>3</sub>Ti с собственной кристаллической кубической решёткой, имеющей поверхность раздела с маточным раствором и сравнительно легко изолируемой при физико-химическом анализе.

Кинетическая кривая выпадения фаз, как правило, имеет С - образный вид. Общий вид диаграммы структурных превращений при распаде пересыщенных твёрдых растворов можно представить диаграммой структурных превращений твёрдорастворенно-упрочняемого сплава марки 03X20H45M4B (рис. 1).

Можно отметить три периода распада при определённых температурных и временных условиях: дораспадный, инкубационный и период обособления и коагуляции вторичных избыточных фаз.

Выделение дораспадного периода в качестве самостоятельной области на диаграмме структур-

ных превращений связано с чувствительностью метода, используемого для исследования распада пересыщенного твёрдого раствора.

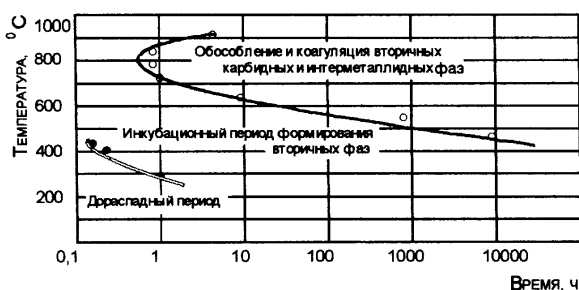


Рис.1. Диаграмма структурных превращений в сплаве марки типа 03X20H45M4B

Как правило, выделение вторичной фазы в сплавах с различными механизмами упрочнения и различной кристаллической структурой вначале происходит по границам зёрен, а затем по другим поверхностям раздела (плоскости двойникования, линии сдвига и др.).

Избирательность распада обусловлена как более лёгкими условиями зарождения вторичных фаз на готовых поверхностях раздела, так и различной термодинамической стабильностью твёрдых растворов, имеющих различное легирование и кристаллическую структуру. При определённом легировании можно подавить или значительно ослабить избирательность выпадения вторичных фаз.

Равномерность распада приводит к созданию в матрице относительно правильного чередования частиц карбидов или интерметаллидов. При таком распаде твёрдый раствор во время температурно-временных циклов под напряжением всё время остаётся относительно изотропным и обеспечивает возможность равномерности протекания пластической деформации. Одновременно обеднение твёрдого раствора легирующими элементами облегчает работу границ зёрен в условиях ползучести, так как даёт возможность реализации течения внутри них. Это замедляет развитие межзёренных повреждений и обеспечивает высокую остаточную пластичность при разрушении.

Равномерное распределение первичных фаз и высокая плотность и однородность зарождения вторичных являются необходимым, но не единственным условием, обеспечивающим ослабление повреждаемости материала. Другим важным структурным фактором, определяющим сопротивляемость зарождению и развитию трещин, является объёмная дилатация на границе раздела «формирующаяся фаза – матрица», предопределяющая появление упруго-искажённых областей в матрице, уровень возникающих при этом напряжений и глубину их распространения.

Указанные процессы присущи всем пересыщенным твёрдым растворам, но развитие их с учётом температурно-временных факторов различно, то есть в одних сплавах они сильно выражены, а в дру-

гих – более слабо. Исследования показывают, что аустенитным твёрдорастворноупрочняемым сталям и сплавам типа 18 – 8 свойственно в основном избирательное выпадение  $\sigma$ -фазы с незначительным размерным несоответствием [3].

Дисперсионно-твердеющие же стали и сплавы характеризуются развитым однородным выпадением  $\gamma'$ -фазы со значительной объёмной дилатацией на границе раздела формирующаяся фаза – матрица и длительным инкубационным периодом.

### 3. ОДНОРОДНОСТЬ РАСПАДА И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

Основными материалами активной зоны существующих энергетических установок являются аустенитные хромоникелевые коррозионно-стойкие стали и сплавы.

Известно, что изменение комплекса физико-механических свойств материалов в процессе облучения определяется в значительной мере характером взаимодействия дислокационной структуры со сложными комплексами радиационных дефектов. В условиях нейтронного облучения происходит ускорение диффузионных процессов, многие твёрдые растворы становятся пересыщенными, в результате чего происходит ускорение зарождения и обособления избыточных карбидных, интерметаллидных и других фаз. Нейтронное облучение усиливает роль гетерогенного зарождения вторичных фаз в результате появления радиационных дефектов и увеличения плотности дислокаций. В связи с этим процессы образования и коалесценции радиационных дефектов, а также процессы их аннигиляции определяются не только условиями облучения, но и структурным состоянием материала на различных этапах распада твёрдого раствора при температурно-временных и температуродеформационных циклах.

#### 3.1. ОДНОРОДНОСТЬ РАСПАДА И СТРУКТУРНО-ПРИНУДИТЕЛЬНАЯ РЕКОМБИНАЦИЯ

Вследствие более сильного взаимодействия межузельных атомов с дислокациями и другими структурными несовершенствами и большей их подвижности в кристаллической решётке они быстрее уходят на стоки, чем вакансии. Присоединяясь к структурному дефекту (кроме пор и дислокационных петель), межузельные атомы достраивают атомные плоскости кристалла, вызывая распухание. Нескомпенсированные вакансии в определённой температурной области образуют зародыши, развивающиеся со временем в поры [4].

Замедление ухода дефектов на стоки лежит в основе механизма захвата точечных радиационных дефектов когерентными поверхностями раздела.

Для подавления или ослабления распухания необходимо, чтобы в сплаве были сформированы дополнительные «близкие» стоки, на которые бы

попадали межузельные атомы при диффузии и там исчезали, либо «препятствия» для стока их на далёкие структурные дефекты (дислокации, границы зёрен, блоков).

Формирование в сплаве структуры, возникающей при однородном распаде твёрдого раствора с длительным инкубационным периодом, приводит к созданию в пространстве между опасными структурными стоками специальной структуры, которая экранирует движение межузельных атомов на опасные структурные стоки и создаёт условия дополнительной рекомбинации вакансий с межузельными атомами.

Концентрационные и размерные несоответствия, возникающие в инкубационном периоде распада пересыщенных высоконикелевых твёрдых растворов, обуславливают появление упругоискажённых (растянутых и сжатых) областей в матрице (рис.2).

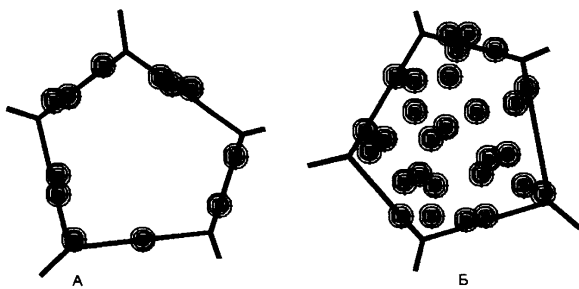


Рис.2. Модель полей упругих деформаций вокруг формируемого состояния избыточной фазы в сплавах с избирательным (А) и однородным (Б) распадом твёрдого раствора

Есть основание полагать, что эти области с концентрационным и размерным несоответствиями являются предпочтительными местами для встречи и последующей аннигиляции близких полярных дефектов.

В случае развитого непрерывного однородного распада твёрдого раствора (стали типа Х20Н45М3Б, рис.2, модель Б) поля упругих деформаций вокруг формирующейся фазы сильно развиты и даже могут перекрываться соседними.

Такое состояние твёрдого раствора благоприятно для рекомбинации точечных полярных дефектов. При избирательном распаде (стали типа 18-8 и подобных композиций, рис.2, модель А), когда вторичная фаза выпадает на границах зёрен и её ещё нет в их теле, поле внутренних напряжений локализуется в приграничных районах. Такое структурное состояние не благоприятствует усилению рекомбинации разноимённых радиационных дефектов.

Высокая однородность и плотность зарождения вторичных фаз являются необходимым, но не единственным условием развития процессов рекомбинации радиационных дефектов.

Вторым важным определяющим структурным фактором является величина объёмной дилатации на границе раздела предвыделение – матрица.

Исследования показали, что аустенитным твёрдорастворноупрочняемым сталям и сплавам типа 18

–8 свойственно в основном избирательное выпадение  $\sigma$  – фазы с незначительным размерным несоответствием.

Дисперсионно-твердеющие же стали и сплавы характеризуются развитым однородным выпадением  $\gamma'$  – фазы со значительной объёмной дилатацией на границе раздела формирующаяся фаза – матрица. Фактор размерного несоответствия может достигать 15...20% [3].

Таким образом, для подавления радиационного распухания необходимо в сталях и сплавах с помощью легирования обеспечить развитый непрерывный и однородный распад твёрдого раствора с сильной выраженной инкубационным периодом и определённой величиной объёмной дилатации на границе раздела формирующаяся фаза – матрица, а также распады типа упорядочения, К-состояния, расслоения твёрдых растворов и др. Возникающие при таком распаде развитые поля структурных напряжений оказываются способными перераспределять потоки разноимённых точечных дефектов, ослаблять или подавлять миграцию межузельных атомов на опасные структурные стоки (экранировать их) и обеспечивать возможность их рекомбинации с вакансиями.

Эти взгляды и легли в основу принципов легирования и создания конструкционных материалов с малой склонностью к радиационному распуханию при удовлетворительной технологичности [4].

### 3.2. ОДНОРОДНОСТЬ РАСПАДА И ДЕФОРМАЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

Известно, что процесс деформационного упрочнения вырождается с дозой нейтронного облучения. В интервале умеренных температур (20...450°C), в котором не реализуется длительная прочность аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов, с увеличением флюенса нейтронов весьма резко снижается относительное удлинение [1,2].

Наибольшее снижение относительного удлинения в облучённом материале наблюдается в интервале 200...400°C. Наиболее резкое охрупчивание аустенитных сталей в указанном интервале температур проявляется именно после облучения примерно в этом температурном интервале (250...350°C).

Аустенитные высоконикелевые стали и сплавы типа Х20Н45М4Б, обладающие высокой радиационной стойкостью, уже после облучения флюенсом  $1,6 \times 10^{21}$  нейтр/см (температура облучения ~350°C, реактор ВВЭР,  $E > 0,85$  МэВ) показывают снижение относительного удлинения на 20...30%. Облучение дозами  $5,5 \times 10^{21}$  и  $1 \times 10^{22}$  нейтр/см снижает относительное удлинение в интервале температур 20...400°C до 8...10%. Аустенитные хромоникелевые стали и сплавы типов 18-8, 15-15, 15-15-3 в близких условиях эксперимента показывают снижение относительного удлинения до 2...5%.

Результаты эксперимента по сравнительной оценке деформационной способности облучённых

нейтронами хромоникелевых сталей и сплавов в интервале температур 20...500°C показаны на рис.3.

Анализ экспериментальных данных показывает, что в интервале умеренных температур нейтронное облучение оказывает преимущественное влияние на вырождение равномерного относительного удлинения в аустенитных сталях и сплавах.

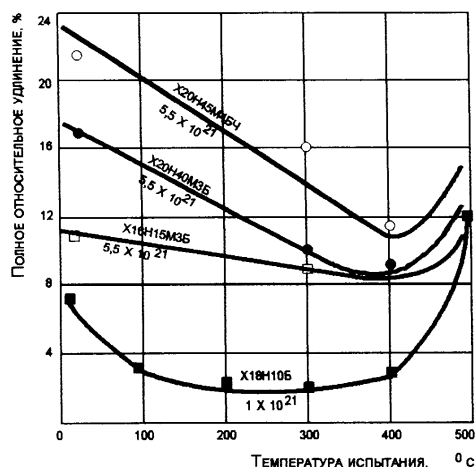


Рис.3. Сравнительная оценка деформационной способности облучённых нейтронами при 300...350°C хромоникелевых аустенитных сталей и сплавов в интервале температур 20...500°C

При этом значения равномерного удлинения в сплавах типа X20H45M4B могут снижаться до 5...7%, а в других аустенитных сталях и сплавах – даже до 0,5...1% (рис.4).

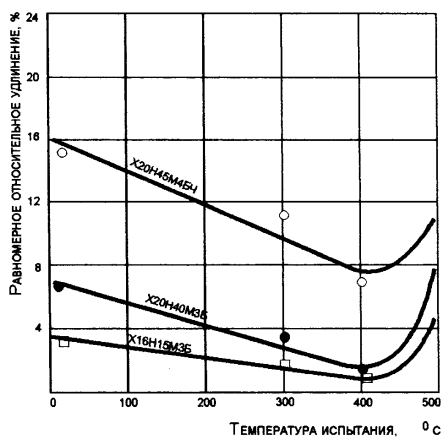


Рис.4. Влияние нейтронного облучения при 300...350°C на равномерное относительное удлинение хромоникелевых аустенитных сталей и сплавов в интервале температур 20...500°C

Вырождение равномерного удлинения с увеличением дозы облучения теорией механики материалов объясняется недостаточной способностью материалов к упрочнению. Из-за недостатка упрочнения деформация теряет устойчивость и локализуется в одном месте. Этот процесс сопровождается интенсивным нарушением сплошности в данной области. Поры и микротрещины появляются в шейке задолго до полного разрушения образца.

Вырождение способности конструкционных материалов к упрочнению при облучении требует осторожного подхода при рекомендации их к использованию в конкретных условиях эксплуатации.

Работоспособность конструкционных материалов следует оценивать не по полному относительному удлинению, а по запасу равномерного удлинения. Эта величина должна, по-видимому, составлять 1...2%.

Дальнейший анализ экспериментальных данных показывает, что с увеличением дозы облучения вырождается и сосредоточенная деформация (рис.5).

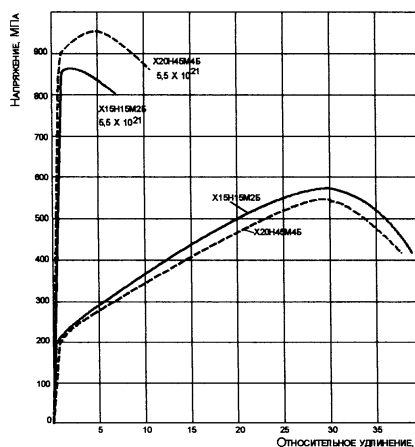


Рис.5. Вид диаграммы растяжения при 400°C стали X15H15M2B и сплава X20H45M4B до и после нейтронного облучения при 350°C

Таким образом, по сравнению со многими хромоникелевыми сталями и сплавами различных композиций стали типа X16H15M3B и X20H45M4B обнаруживают более высокую деформационную способность. В то же время у сталей типа 18-8 и у аустенитных материалов других композиций в подобных условиях пластичность снижалась до 1...2% и даже долей процента. Как было показано выше, хромоникелевые аустенитные сплавы с высоким содержанием никеля по сравнению со сталями типа 18-8, 15-15, 15-15-3 характеризуются наличием развитого инкубационного периода с высокой плотностью и однородностью зарождения и формирования вторичных интерметаллидных и карбидных фаз. Это приводит к тому, что в интервале температур 200...400°C (интервал наибольшего проявления низкотемпературного охрупчивания) вторичные фазы в необлучённом сплаве не обнаруживаются, даже при весьма длительном старении. Такое состояние пересыщенного раствора обеспечивает протекание развитого непрерывного однородного распада твёрдого раствора, даже в условиях облучения, и достижение относительно изотропного состояния твёрдого раствора. В этом случае подавляется локализация деформации, что замедляет развитие межзёрненных повреждений и обеспечивает высокую деформационную способность материала в условиях облучения.

#### 4. ВЫВОДЫ

Проведенные эксперименты позволяют наметить пути повышения работоспособности и ослабить вредное влияние нейтронного воздействия на

конструкционные материалы ядерных энергетических установок.

1. Относительно равномерное внутризёрненное выпадение вторичных фаз в высоконикелевых сталях и сплавах типа X20Ni45M3B, а также наличие у них развитого инкубационного периода формирования вторичных интерметаллидных и карбидных фаз обеспечивает ослабление локализации деформации в процессе ползучести по границам зёрен и уменьшает степень развития межзёрненных повреждений.

2. Работоспособность материалов в области умеренных температур следует оценивать не по предельным значениям полного относительного удлинения, а по изменению и предельным значениям равномерного относительного удлинения. Вырождение равномерного удлинения с увеличением дозы облучения приводит к локализации деформации и преждевременному разрушению.

3. Для подавления радиационного распухания необходимо в сталях и сплавах с помощью легирования обеспечить развитый непрерывный однородный распад твёрдого раствора с сильно выраженным инкубационным периодом с определённой величиной объёмной дилатации на границе раздела формирующаяся фаза – матрица, а также распад типа упорядочения, К-состояния, расслоения твёрдых растворов и др. Возникающие при таком распаде

развитые поля структурных напряжений оказываются способными перераспределять потоки разноимённых точечных дефектов, ослаблять или подавлять миграцию межузельных атомов на опасные структурные стоки (экранировать их) и обеспечивать возможность их рекомбинации с вакансиями.

## ЛИТЕРАТУРА

- 1.А.М. Паршин. *Структура и радиационное распухание сталей и сплавов*. М.: «Энергоатомиздат», 1983, 56 с.
- 2.А.М. Parshin. *Structure, strength and raduation damage of corrosion-resistand steels and alloys* //Illinois: «American Nuclear Society La Grande Park», 1996, 150 с.
- 3.А.М. Паршин. *Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении*. Л.: «Судостроение», 1972, 288 с.
- 4.В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Т.П. Черняева. *Радиационные дефекты и распухание металлов*. Киев: «Наукова думка», 1988, 292 с.
- 5.А.М. Паршин, В.Б. Звягин, И.Е. Колосов. *Принципы легирования сталей и сплавов и радиационное распухание* //Известия Академии наук. Серия «Металлы». 1993, № 3, с. 73–77.

## СТРУКТУРНО-КИНЕТИЧНА КОНЦЕПЦІЯ ТА ПРАЦЕЗДАТНІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ЯДЕРНИХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ УСТАНОВОК

*I.V. Teplukhina*

Розглянуто особливості розпаду пересичених твердих розчинів та температурно-часові закономірності його протікання в аустенітних хромонікелевих сталях та сплавах. Показано вплив однорідності розпаду твердих розчинів на структурно-примусову рекомбінацію та локалізацію пошкодження конструкційних матеріалів ядерних енергетичних установок. Автор вважає, що структурні зміни, протекаючі на різних стадіях розпаду твердих розчинів, посилювані чи індукційовані радіацією, оказують визначальний вплив на указані ефекти нейтронного (та іонного) опромінення.

## STRUCTURE - KINETICS CONCEPT AND THE SERVICEABILITY OF NUCLEAR POWER PLANT STRUCTURE MATERIALS

*I.V. Teplukhina*

The peculiarities of supersaturated solid solutions decay and time-temperature regularities of its proceeding in austenitic chrome-nickel steels and alloys have been considered in this article. The influence of homogeneity of solid solutions decay on the structure-forced recombination and damage localization of constructional materials in nuclear power systems has been shown. The author considers that structural transformations proceeding on the different stages of solid solutions decay, being increased and induced by radiation have a great influence on mentioned neutron (and ionic) irradiation effects.