

МЕХАНИЗМЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СПЛАВАХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

О.В.Бородин, В.Н.Воеводин, И.М.Неклюдов, Н.В.Камышанченко
ННЦ "ХФТИ", БГУ

Под действием быстрых частиц и излучений в кристаллических телах происходят сложные структурно-фазовые превращения, приводящие к существенному изменению и, к сожалению, как правило, к деградации их исходных свойств. Поэтому для установления общих закономерностей изменения структуры и физико-механических свойств, прогнозирования работоспособности материалов конструкций активных зон необходимо прежде всего изучение процессов зарождения и эволюции дефектной структуры металлов и сплавов при облучении.

К настоящему времени выполнен большой объем теоретических и экспериментальных исследований по выявлению физической природы процессов взаимодействия быстрых частиц с твердым телом и радиационных явлений, протекающих в материалах при облучении, накоплено огромное количество данных о поведении различных конструкционных материалов в активных зонах тепловых и быстрых реакторов, в установках, имитирующих условия ядерных и термоядерных реакторов. Однако их еще недостаточно, чтобы объяснить природу и закономерности даже основных радиационных явлений и прогнозировать поведение материалов при эксплуатации, поскольку от обычного машиностроения материалы ядерных реакторов в силу характера радиационного воздействия претерпевают в процессе их использования значительно более сложные и интенсивные изменения свойств: ускоряется старение, стимулируются и модифицируются фазовые превращения и коррозионные процессы, меняется плотность и химический состав, форма и размеры конструкций, резко ухудшаются механические свойства. Все это затрудняет прогнозирование поведения узлов реактора в процессе их эксплуатации и требует серьезного отслеживания кинетики изменения свойств материалов на протяжении всего ресурса работы активной зоны каждого типа реактора.

В данной работе сделана попытка обобщить результаты по механизмам фазовых превращений, обнаруженных авторами и другими исследователями, имеющих место в аустенитных сталях при повреждающем облучении.

Результаты эксперимента

Образование вторичных выделений в металлических сплавах в основном является результатом твердо-фазных химических реакций в условиях пересыщения хотя бы одного из реагентов. В многокомпонентных твердых растворах (таких, как нержавеющие стали) множество элементов могут взаимодействовать и образовывать различные фазы в процессе выделения. В отсутствие облучения система эволюционирует необратимым образом из неравновесного состояния к равновесному распределению стабильных фаз. Диффузия доставляет реагенты до тех пор, пока не наступит равновесие или движущие силы станут очень малыми. Под облучением система переходит в метастабильное квазистационарное состояние, зависящее от взаимодействия твердого тела с потоком облучающих частиц [1]. Во время термического старения микрохимическая эволюция происходит следующим образом: матрица объединяется растворенными элементами в пользу выделений вторых фаз. Облучение не только ускоряет расслоение твердого раствора за счет радиационно-индуцированной диффузии, но и перераспределяет примесные потоки за счет возникновения градиентов ТД и взаимодействия атомов раствора с потоками ТД.

Рассмотрим более подробно различие в фазовом распаде при термическом старении и облучении, основываясь на результатах, полученных на сталях типа ЭИ-847 и Х18Н10Т как базовых материалах атомной энергетики и соответственно более исследованных [2-9].

На рис.1 представлена температурно-временная диаграмма для стали типа Х16Н15МЗБ. В ходе старения в стали образовались карбиды типа МС, $M_{23}C_6$, и интерметаллиды σ , χ и фаза Лавеса.

МС. В ходе старения в стали при всех исследуемых температурах выделились мелкодисперсные "вторичные" карбиды типа NbC. Частицы образовались в теле зерна на дислокациях, микродвойниках, а также на границах зерен. Ориентировка вторичных монокарбидов куб в кубе.

$M_{23}C_6$. При всех исследуемых временах и температурах старения в основном, по границам зерен-двойников образовался τ -карбид. Наблюдается неравномерное заполнение границ зерен карбидами, т.е. имеются границы, практически заполненные карбидами ($K_3 \sim 1$), одновременно существуют границы, практически свободные от них ($K_3 < 0,25$).

Laves. По объему выделяющихся в результате изотермического старения фаз при длительностях >1000 ч. выделения фаз Лавеса являются основными. При 5000 ч. и 700 °С доля интерметаллидов типа $Fe_2(MoNb)$ составляет около 80 % от всех выделившихся фаз. Морфологически фаза Лавеса образовалась в виде реек, прутков и глобул.

σ . После старения при температуре 700 °С в течение 1000 час. на границах зерен, кроме карбидов $M_{23}C_6$, наблюдали выделения частиц σ -фазы, зарождение которых происходит в основном на приграничных τ -карбидах. С увеличением температуры старения объемная доля σ -фаз увеличивается.

χ . Fe-Cr-Mo интерметаллид, имеющий ОЦК структуру, ($a = 0,89$ нм) обнаружен был после старения при температуре 750 °С в течение 5000 час. на границах зерен и тройных стыках.

Основными фазами, выделившимися в стали типа Х18Н10Т, являются карбиды типа МС, $M_{23}C_6$, фаза Лавеса, σ -фаза.

При облучении в реакторе до повреждающих доз $12,6 \times 10^{26} m^{-2}$ ($E > 0,1$ МэВ) происходит существенно отличный от термического старения фазовый распад.

В стали типа Х18Н10Т в температурном интервале облучения 300...600 °С при различии в размерах и морфологии фаз большинство из выделений представляют собой выделения G-фазы. В теле зерна при $T=580-600$ °С наблюдаются мелкие (3-5 нм) монокарбиды титана. В отдельных участках образцов обнаружены крупные первичные карбонитриды титана, фосфиды и зерна δ -феррита.

G-фаза - одна из основных радиационно индуцированных фаз, типичная для данного типа стали и представляет собой двойной силицид $A_6M_{16}X_7$ [10], где А - Ti, Cr, Mn; М - Ni, Fe; X - Si, В, С. Она имеет кубическую решетку вида Fm $\bar{3}m$, характеризующуюся параметром от 1,115 до 1145 нм в зависимости от конкретного состава.

С ростом температуры облучения изменяется состав силицидов в сторону увеличения никеля и уменьшения кремния. Силициды, расположенные на границе, содержат больше никеля по сравнению с силицидами, находящимися в матрице. Первичные карбонитриды и фосфиды в процессе облучения претерпели изменение состава за счет увеличения содержания никеля и кремния (рис. 2, 3).

Фазовый анализ образцов показал, что при облучении нейтронами стали Х16Н15МЗБ образовались следующие избыточные выделения: G-фаза, карбид типа МС, фаза Лавеса и γ (рис. 4).

G-фаза. Двойной силицид типа ($M_6Ni_{16}Si_7$) был обнаружен при всех исследуемых температурах. Доля выделений G-фазы от всех образовавшихся выделений составляла от

50 до 70 %. В состав этого интерметаллида входят в основном Si (20-28% ат.), Ni (36-51% ат.), Fe (8-18% ат.), Cr (6-14% ат.), Nb (4-9% ат.), а также Mo и Sc в незначительных количествах. Отдельные G-фазы в своем составе имели фосфор в количестве до 5 % ат. Состав G-фазы зависит от температуры облучения и места зарождения, так же как и в стали X18H10T. Микроструктурно G-фаза расположена и на границах зерен, и в матрице, как в комплексе с вакансионными порами, так и отдельно от них.

MC. Так же как и G-фаза, карбиды типа MC образовались при всех исследуемых температурах. Доля карбидов от всех образовавшихся выделений составляла от 20 до 30 %. В состав MC входят в основном Nb (48-75% ат.), Fe (7-13% ат.), Ni (3-16% ат.), Sc (6-11% ат.), Si (1-7% ат.), Cr (2-10% ат.), а также Mo в незначительных количествах. Концентрация карбидов в облученных образцах превосходит исходную примерно в 50-100 раз. Морфологически карбиды можно разделить на две группы: со случайной ориентацией по отношению к матрице ("первичные") и имеющие связь решеток типа куб-в кубе ("вторичные"). Вторичные карбиды, так же как и первичные, имеют некогерентную межфазную границу с γ -матрицей. По химическому составу MC очень сильно отличаются как от исходных, так и от карбидов, образовавшихся в процессе изотермического отжига. Увеличилось количество кремния, никеля, хрома, железа, скандия и уменьшилось количество молибдена. Особенно сильно возросла доля никеля, который практически нерастворим в карбидах типа NbC и кремния.

Laves. Фаза Лавеса наблюдалась при температурах 555 °C и выше в незначительных количествах (5-10 %). Морфологически фаза Лавеса образовывалась как на границах зерен, так и в матрице. Химический состав выделившегося под облучением интерметаллида отличается от равновесного: увеличилось количество кремния, никеля и уменьшилось количество хрома.

γ . Только при температуре 455 °C были обнаружены мелкие 20-40 нм выделения γ -фазы. Доля выделений Ni₃Si составила <1% от всех избыточных фаз. γ -фаза была обнаружена только в одном из всех исследуемых зерен.

Облучение образцов стали типа X16H15M3B проводилось на ускорителе ЭСУВИ ионами Cr³⁺ с энергией 3 МэВ. Расчетная скорость создания смещений в исследованном объеме образца составляла $\sim 2 \cdot 10^{-2}$ смещ./с. Образцы облучались в температурном интервале 550-675 °C до повреждающих доз 5...160 с.н.а.

Облучение до дозы 10 с.н.а. при температуре 620 °C приводит к выделению мелких равноосных частиц размером 1-2 нм. Электронографический и рентгеноспектральный анализ показал, что это карбиды типа NbC с параметром решетки $a = 0,44$ нм, концентрацией $\sim 4-7 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$. Выделившиеся карбиды имеют ориентацию куб-в кубе и когерентную границу с γ -матрицей. При дозе облучения 15 с.н.а. обнаружены относительно крупные (до 70 нм) когерентные выделения. Идентификация методами микродифракции и рентгеноспектрального анализа показала, что это выделения G-фазы, $a = 1,12$ нм. Облучение до 40 с.н.а. приводит к незначительному росту среднего размера карбидов MC до 3-5 нм и G-фазы до 100 нм. При дозах облучения 50-70 с.н.а. происходит трансформация частиц MC из равновесной в пластинчатую и глобулярную форму с потерей когерентности с матрицей. Скорость роста среднего размера карбидов при дозах >70 с.н.а. резко возрастает, а концентрация резко падает. При дозе 130 с.н.а. средний размер NbC составляет 25-30 нм.

Как видно из рис.5, при дозах облучения, не превышающих 60 с.н.а., химический состав карбидов практически не зависит от дозы облучения. При дозах > 60 с.н.а. NbC обогащаются кремнием и никелем. В температурном интервале 550-650 °C при дозах более 30 с.н.а. в теле зерна обнаружены пруткообразные и глобулярные выделения G-фазы. Часть выделений образуют комплексы с вакансионными порами. Размер и концентрация частиц G-фазы изменяются в широких пределах и существенно зависят от места к месту. Пруткообразные выделения G-фазы вытянуты вдоль направления $\langle 111 \rangle$.

Кроме выделений типа MC и двойных силицидов G, в интервале доз 10-80 с.н.а. наблюдались первичные выделения фосфидов $(Ni, Sc)_2P$. В процессе облучения происходило обогащение фосфидов кремнием никелем (рис. 5). При дозах > 80 с.н.а. фосфиды уже не наблюдались в материале. Однако, помимо мелкодисперсной G-фазы наблюдалась вторая система выделений G-фазы, имеющая в составе фосфор, их концентрация примерно совпадает с концентрацией исходных фосфидов.

Объемная доля выделений зависит от температуры и дозы облучения. При дозах > 150 с.н.а. и температурах > 635 °C карбиды MC практически не наблюдались.

Состаренные 5000 часов при 700 °C образцы стали типа X16H15M3B облучались на ускорителе ЭСУВИ при температуре 600 °C до дозы 40 с.н.а. После облучения фазовый состав стали сильно изменился. Растворились интерметаллиды фаза Лавеса, χ , а также приграничные карбиды типа $M_{23}C_6$. Вместо равновесных выделившихся при старении под облучением образовались только выделения G-фазы. Химический состав внутризеренных карбидов типа $M_{23}C_6$ практически не изменился, в то время состав карбидов типа MC претерпел значительные изменения: увеличилось содержание кремния и никеля и уменьшилось количество ниобия.

Обсуждение

В процессе термического старения фазовыделение обусловлено превышением предела растворимости в составе одним или несколькими компонентами при данной температуре испытания. В случае радиационного воздействия, наряду с процессами радиационного легирования, изменяющего состав, облучение создает точечные дефекты (пары Френкеля) и стимулирует протекание диффузионных процессов, зачастую не имеющих аналогов при чисто термическом воздействии (например, массоперенос по межузельному механизму).

Причина, по которой происходит появление радиационно-индуцированных фаз, в общих чертах ясна и может быть разделена на два этапа [11, 12]:

- Радиационно-индуцированная сегрегация к стокам точечных дефектов, приводящая к локальному перераспределению легирующих элементов.

- Зарождение неравновесных фаз на стоках точечных дефектов, в местах пересыщения сегрегирующими элементами твердого раствора.

Но предложенный механизм объясняет известные результаты и не может предсказать ход распада в неисследованных сплавах. Даже если можно теоретически определить, по каким элементам будет происходить обогащение стоков, непонятно, какая фаза выделится. Так, в случае аустенитных сталей на стоках идет преимущественная сегрегация Ni и Si, но из большого числа возможных интерметаллидов системы (Fe-Cr-Ni-Si-Mo-Nb и т.д.) экспериментально наблюдали лишь фазы G, γ , не обнаружили, к примеру, E-фазы, которые по составу близки к Ni_3Si , $M_6Ni_{16}Si_7$ и состоят из сегрегирующих элементов.

Как видно из приведенных в данной работе результатов, фазовый состав зависит от скорости создания смещений:

- при облучении тяжелыми ионами (когда 50 с.н.а. набирается за 0,5 часа и можно полностью исключить влияние термического старения) выделяются только карбиды MC и G-фаза. Исходные фосфиды к дозе 80 с.н.а. практически исчезают;

- при облучении быстрыми нейтронами ($E > 0,1$ МэВ) (когда 50 с.н.а. набирается примерно за 7000 часов) образуются в основном G, MC, Laves и "следы" γ .

По составу карбиды, особенно при дозах > 80 с.н.а. облучения, отличаются от равновесных, а при больших дозах облучения в ускорителе исчезают совсем. Аналогичная эволюция и у фосфидов.

Таким образом можно заключить, что устойчивой фазой под облучением для стали

типа X16H15M3B является интерметаллид G, и на ранних стадиях карбид MC. Характерным отличием этих фаз в период их стабильности является когерентное сопряжение с матрицей. Следовательно, одним из параметров, определяющих фазовый состав под облучением, является степень дефектности межфазной границы. Как видно из рис. 3,16, после потери карбидом MC когерентности стал изменяться его химический состав в сторону увеличения элементов, составляющих G-фазу. Облучение предварительно состаренных образцов привело к растворению всех выделений, имеющих некогерентную границу (Лавес, χ), а также карбидов типа $M_{23}C_6$ на границах зерен. Внутризеренные карбиды $M_{23}C_6$ сохранились практически без изменений. Отличие в поведении карбидов хрома заключается в следующем: τ -карбид, находившийся в матрице, имел ориентировку куб-в-кубе и когерентную межфазную границу, а граничные τ -карбиды ориентированы свободным образом к примыкающим к ним зернам γ -матрицы и имели некогерентную межфазную границу.

Несмотря на разнообразие экспериментальных данных, описанных выше, можно выделять ряд общих черт эволюции фазового состава многокомпонентных материалов. Во всех случаях поведение выделения под облучением зависит от структуры межфазной границы и изменяется при изменении характера сопряжения решеток выделения и матрицы. После облучения до большой дозы в материале наблюдаются преимущественно выделения, имеющие когерентные границы или границы с малой степенью некогерентности, причем эти выделения могут присутствовать в исходных образцах либо появляются в процессе облучения. Повышенная устойчивость когерентных выделений объясняется тем, что когерентная граница не содержит дефектных мест и не поглощает точечные дефекты. Поэтому в окрестности когерентного выделения, расположенного вдали от стоков точечных дефектов, не возникает сегрегационных эффектов, т.е. состав сплава под облучением не изменяется. Это означает, что условие устойчивости когерентных выделений не нарушается - термически устойчивые выделения не должны растворяться под облучением [13]. При потере когерентности (в процессе роста выделения) на межфазной границе появляются стоки точечных дефектов (например, дислокации несоответствия). Вследствие связи между потоками компонентов сплава и потоками точечных дефектов на межфазную границу (обратный эффект Киркендалла [14]) скорость роста некогерентного выделения изменяется. Для бинарного сплава условие устойчивости некогерентного выделения удобно сформулировать, введя понятие радиационно-модифицированной некогерентной растворимости [15]. Она определяется как средняя концентрация примеси, при которой скорость роста выделения обращается в ноль. Очевидно, что радиационно-индуцированная растворимость зависит от степени некогерентности, которая характеризуется плотностью стоков на межфазной границе. Соотношение между термической и радиационно-модифицированной растворимостями зависит от соотношения между диффузионными коэффициентами сплава [15]. В бинарном сплаве сегрегационные эффекты приводят либо к растворению некогерентных выделений, либо к их ускоренному росту. Это же справедливо и для когерентных выделений, расположенных вблизи и на стоках точечных дефектов.

В сплавах, содержащих три и более компонента, возникает новый эффект. К границе некогерентного выделения могут сегрегировать элементы, не входящие в состав выделения. Инфильтрация этих элементов в выделение может приводить к фазовому переходу с изменениями стехиометрии и типа решетки. По-видимому, именно по такому механизму из фосфидов и крупных карбонитридов образуются выделения G-фазы (рис. 6).

Приведенные выше рассуждения можно наглядно проиллюстрировать графически. На рис. 7 схематически изображена зависимость потока компонента A, контролирующего рост выделения от степени некогерентности границы этого выделения. Рассмотрим сначала случай термически устойчивого выделения (рис. 7а).

В отсутствие облучения поток компонента А J_A^{th} на выделение больше нуля и слабо зависит от типа границы. Под облучением поток компонента А по двум причинам: во-первых, за счет рождения неравновесных точечных дефектов увеличивается диффузионная подвижность компонентов; во-вторых, появляется дополнительный механизм переноса атомов А к границе выделения или от нее (сегрегация). При идеальном сопряжении решеток выделения и матрицы (нулевая степень некогерентности) облучение лишь ускоряет перенос компонента А, знак потока не изменяется ($J_A^{irr} = J_A^{th}$). При увеличении степени некогерентности сегрегационный вклад растет, причем суммарный поток либо монотонно возрастает, либо падает. Во втором случае степень некогерентности, при которой поток обращается в ноль (точка а) и выделение теряет устойчивость, зависит от скорости создания смещений и температуры. Под облучением в окрестности некогерентного выделения происходит также перераспределение элементов, не входящих в состав выделения. С увеличением степени некогерентности поток этих элементов растет. Например, изображенному на рис. 7а случаю соответствует накопление элемента В вблизи границы выделения, который затем диффундирует в выделение; при превышении предела растворимости элемента В в выделении происходит фазовый переход, при котором может измениться степень некогерентности. Выделение может испытать серию превращений, в результате которых оно либо растворяется, либо трансформируется в выделение, находящееся в равновесии с сегрегационными профилями компонентов сплава.

Рис. 7б соответствует термически неустойчивому выделению, $J_A^{th} > 0$ (обозначения имеют тот же смысл, что и на рис. 7а). Видно, что при достаточно большой степени некогерентности неустойчивое выделение под облучением может оказаться устойчивым. Но так же, как и в предыдущем случае, критическое значение степени некогерентности зависит от условий облучения.

По исследованию большого числа облученных аустенитных сталей, легированных сильными карбидообразователями, можно утверждать, что при температурах 500...550 °С главной устойчивой фазой является G-фаза. В сталях типа 316 наблюдаются также выделения $M_{23}X_6$, M_6X с решеткой, изоморфной матричной (параметр близок трехкратному a) и γ' -фаза со структурой L1 и параметром, близким к a . При повышенных температурах, кроме перечисленных фаз, в аустенитных сталях наблюдаются фазы Лавеса, σ - и χ -фазы, являющиеся термически устойчивыми и не имеющие хорошей когерентности с матрицей. По-видимому, при этих температурах радиационно-индуцированная сегрегация существенно не влияет на устойчивость вторых фаз.

Описанные выше механизмы эволюции фазового состава действуют в интервале температур, где облучение вызывает сегрегационные процессы. С ростом скорости создания смещений высокотемпературная граница этого интервала сдвигается в область более высоких температур. Соответственно расширяется область устойчивости некогерентных фаз [13].

Таким образом, радиационно-индуцированная сегрегация легирующих элементов к межфазным границам приводит к изменению состава сплава в окрестности выделений и, следовательно, к изменению их устойчивости.

Механизм инфильтрации примесей в некогерентные выделения показан на рис. 8. Как известно [16], некогерентная межфазная граница состоит из мест правильного сопряжения решеток, матрицы и фазы, и дефектных областей, представляющих собой дислокации, точечные дефекты и пр. РИС на межфазную границу возникает из-за способности этих дефектов поглощать точечные дефекты. Как видно из рис. 8, примесь, продиффундирующая к границе по межузельному механизму и анигилирующая на дислокации, способна мигрировать внутрь соседней фазы, если на эту дислокацию придет вакансия. По этому механизму происходит и инжектирование атомов выделения в раствор. Известно

[17], что в карбидах NbC и TiC практически нерастворим Ni. Но за счет этого механизма происходит наблюдаемое в этом эксперименте принудительное легирование карбидов никелем.

Наиболее стабильными под облучением являются выделения, обладающие хорошим кристаллографическим сопряжением с матрицей.

Состав некогерентного выделения под облучением изменяется. С ростом дозы облучения некогерентное выделение либо растворяется, либо трансформируется в выделение с малой степенью некогерентности.

Предложенная физическая модель не учитывает разупорядочения выделений, растворение каскадами смещений и поэтому справедлива при достаточно-высоких температурах, когда основным механизмом потери фазовой стабильности является радиационно-индуцированная сегрегация.

Заключение

В данной работе исследован фазовый состав сталей X16H15M3B и X18H10T после изотермического старения в области температур 600-750 °C и облучения до максимального флюенса $12,6 \times 10^{26} \text{ м}^{-2}$ ($E > 0,1 \text{ МэВ}$), что соответствует повреждающей дозе 70 смещ./ат в реакторе БОР-60 в температурном интервале 320-600 °C. Установлено, что основными выделяющимися фазами при термическом старении являются интерметаллиды Лавеса, σ , χ , карбиды MC и M_{23}C_6 , при облучении основной фазой является двойной силицид $\text{M}_6\text{Ni}_{16}\text{Si}_7$. Кроме G-фаз происходит выделение карбидов MC, а в стали типа X16H15M3B Лавеса и γ -фазы.

Определены химические составы избыточных фаз после изотермического старения и нейтронного облучения. Выявлено, что под облучением происходит модификация химических фаз в сторону увеличения Si и Ni.

Исследован фазовый состав стали X16H15M3B после облучения тяжелыми ионами в температурном интервале 550-670 °C до повреждающих доз 10-160 с.н.а. Установлено, что основной фазой, выделившейся под облучением, является G-фаза. Кроме G-фаз происходит выделение карбидов MC.

Изучено изменение морфологии и химического состава первичных и вторичных карбидов типа MC в зависимости от дозы облучения. Выявлено, что вторичные карбиды, имеющие когерентную межфазную границу практически не изменяют свой химический состав, а первичные карбиды и вторичные MC, потерявшие когерентное сопряжение с матрицей, в процессе облучения обогащаются кремнием и никелем.

Исследовано изменение морфологии и химического состава сложных фосфидов, содержащих никель и скандий, в зависимости от дозы облучения. Показано, что фосфиды являются неустойчивой фазой под облучением и исчезают после доз порядка 80 с.н.а. Химический состав фосфидов зависит от дозы облучения. С увеличением флюенса увеличивается количество кремния и уменьшается скандия.

На основе полученных экспериментальных результатов предложен критерий, определяющий устойчивость фаз под облучением. Выявлено, что устойчивыми фазами являются выделения, имеющие когерентное сопряжение с матрицей, и неустойчивыми, имеющие дефектную межфазную границу.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бакай А.С. Структурно-фазовые изменения под облучением//Радиационное материаловедение. (Труды Международной конференции по радиационному материаловедению).

дению. -Алушта. 22-25 мая 1990). -Харьков, 1990. -Т.1. -С. 160-174.

2. Бакай А.С., Бородин О.В., Воеводин В.Н. и др. Стабильность выделений вторых фаз при высокодозном облучении. (Труды Международной конференции по радиационному материаловедению. -Алушта. 22-25 мая 1990). -Харьков, 1990. -Т.2. -С. 156-163.

3. Бородин О.В., Воеводин В.Н., Шамардин В.К. и др. Распухание и фазовая стабильность стали X18H10T, облученной в реакторе БОР-60. (Труды международной конференции по радиационному материаловедению. -Алушта. 22-25 мая 1990). -Харьков, 1990. -Т.3. -С. 66-71.

4. Бородин О.В., Воеводин В.Н., Шамардин В.К. и др. Исследование микроструктуры стали типа X18H10T, облученной в реакторе БОР-60//Атомная энергия. -1990. -Т.66. -С. 159-163.

5. A.S.Bakaj, O.V.Borodin, V.V.Bryk, et al./On the Effect of RIS on Void Shape and Growth Rate//Journal of Nuclear Materials. -1991. -V. 185. -P. 367-371.

6. A.S.Bakaj, O.V.Borodin, V.N.Voyevodin et al./Evolution of Second-Phase Precipitates During Irradiation with Neutrons and Charged Particles//Materials Science Forum. -1992. -V. 97-99. -P. 299-306.

7. Воеводин В.Н., Неклюдов И.М., Бородин О.В. и др. Особенности микроструктурных изменений в аустенитных и ферритных сталях при облучении//ФММ. -1996. -Т.81. -Вып.3. -С. 90-96.

8. Borodin O.V., Bryk V.V., Voyevodin V.N., et al./Microstructural Evolution of Austenitic Stainless Steels Irradiated in a Fast Reaktor//Effects of Radiation on Materials: 17th Volume, ASTM STP 1270, David S. Gelles, Randy K. Nanstad, Arvind S. Kumar, and Edward A. Little, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1996.

9. Бородин О.В., Брык В.В., Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. Основные закономерности эволюции дефектной структуры аустенитных нержавеющей сталей при облучении нейтронами//Научные ведомости БГПУ -№ 1. -1996. -С. 46-53.

10. Х. Дж.Гольдшмидт Сплавы внедрения. Вып.2. -М.: Мир, 1971. -464 с.

11. Nolfi F.V., (ed.) Phase transformations during irradiation, New-York, Applied Science//1983. -P. 481.

12. Maziasz P.J. and McHague C.J./Microstructural evolution in annealed austenitic steels during neutron irradiation//International Materials Reviews 1987. -V.32. -P. 190-219.

13. Бакай А.С., Туркин А.А. Фазовая стабильность бинарных сплавов под облучением // ФММ. -1991. -Т. 3. -С. 67-76.

14. Marwick A.D. Segregation in irradiated alloys: The inverse Kirkendall effect and the effect of constitution on void stability//J.Phys.F: Metal Phys. -1978. -V.8. -№ 9. -P. 1849-1860.

15. Bakaj A.S., Turkin A.A. On the shift of a phase equilibrium curve in binary alloys under irradiation//JNM. -1988. -V.152. -P. 331-339.

16. Глейтер Г. Микроструктура//Физическое материаловедение/Под ред. Кана Р.У., Хаазена П. -М.: Металлургия, 1987. -Т.1. -С. 111-169.

17. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов: Справ. издание Холлек Х. -М.: Металлургия, 1988. -319 с.

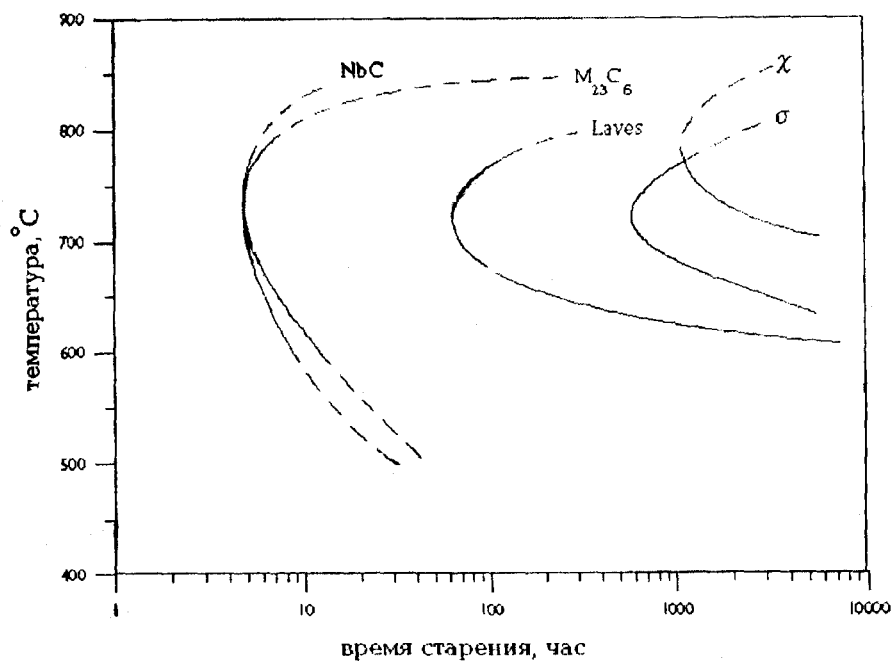


Рис.1. Температурно-временная диаграмма структурно-фазовых превращений в стали типа X16N15M3Б.

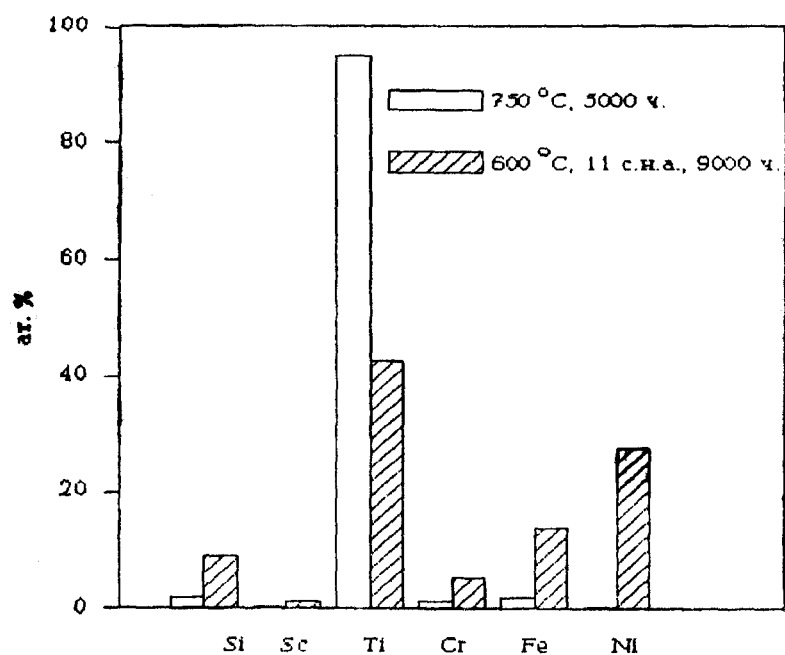


Рис.2. Химический состав карбидов типа MC в стали X18N10T после старения и облучения нейтронами.

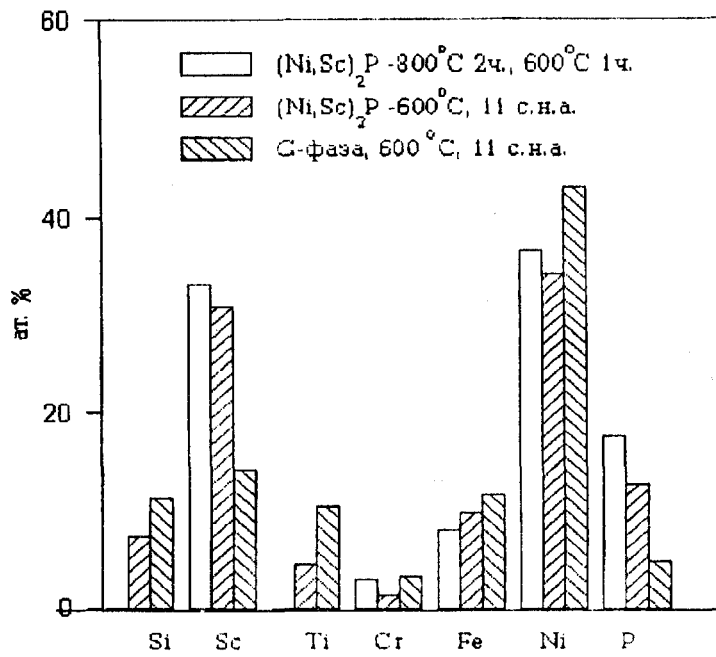


Рис.3. Химический состав фосфидов и G-фазы, образованной из фосфида в стали X18N10T после штатной обработки и облученной нейтронами.

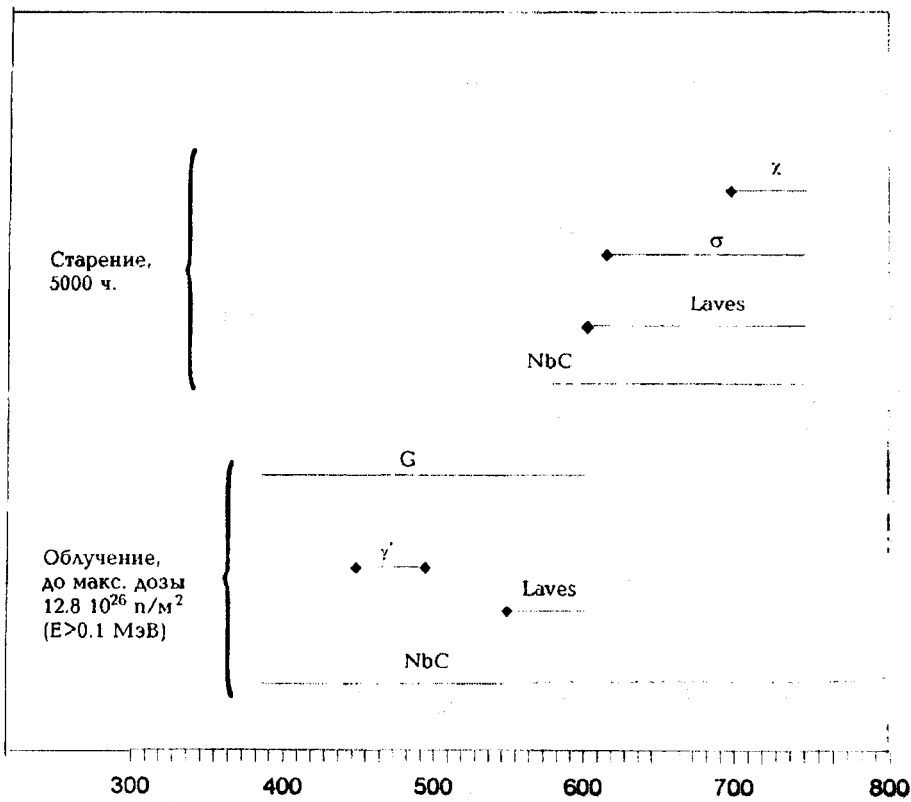


Рис.4. Фазовый состав стали типа X16N15M3B после термического старения 5000 ч. И облучения в реакторе BOR-60.

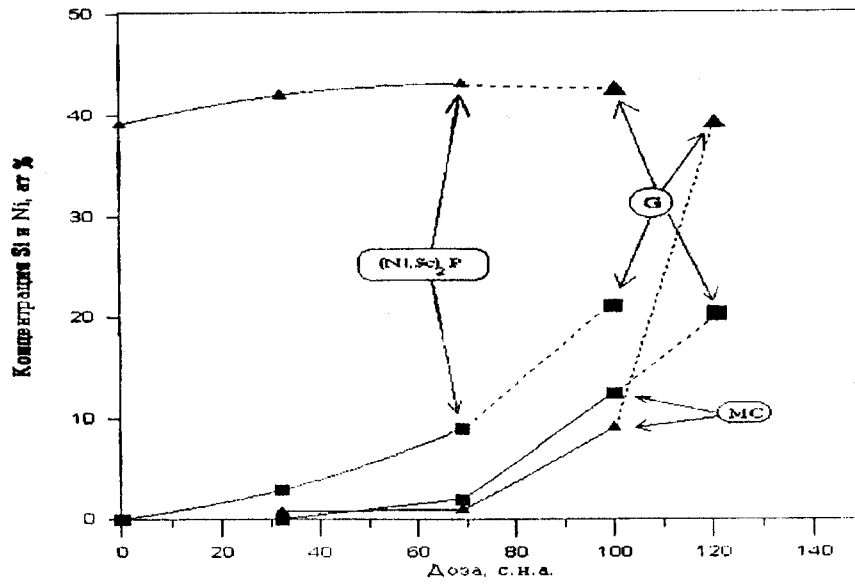


Рис.5. Изменение состава карбидов типа MC и фосфидов с дозой облучения; ионы Cr^{3+} , 3 МэВ.

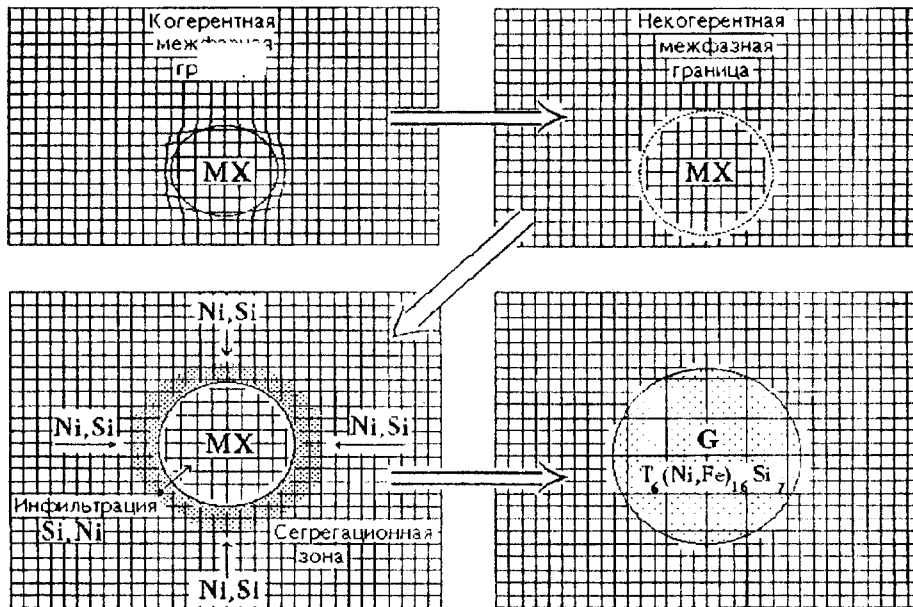


Рис.6. Схема превращения карбида типа MC в G-фазу во время облучения.

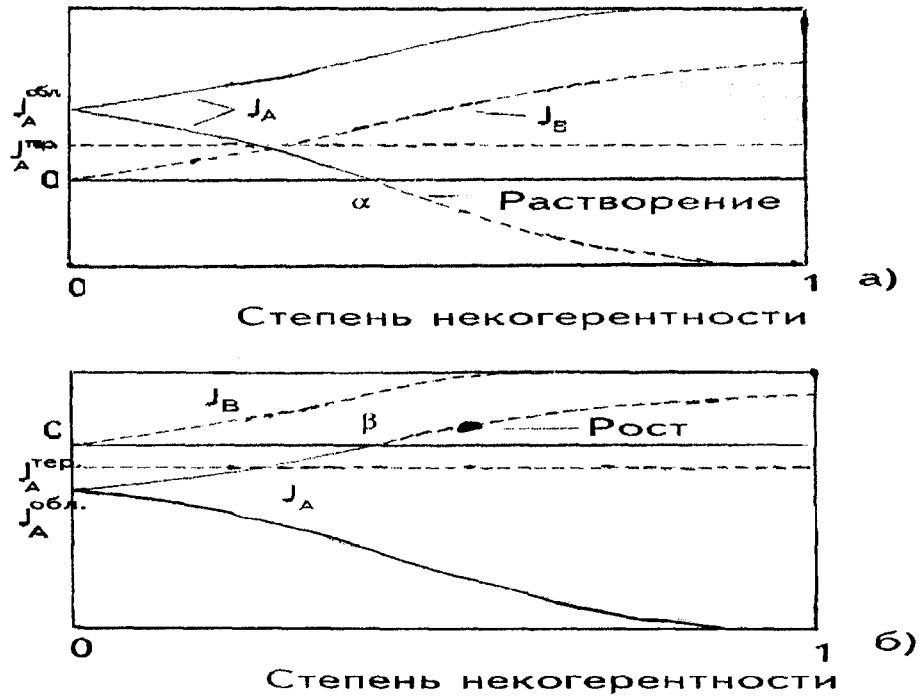


Рис.7. Схема, иллюстрирующая фазовую стабильность выделений в зависимости от типа межфазной границы: а) термически стабильное выделение; б) термически нестабильное выделение.

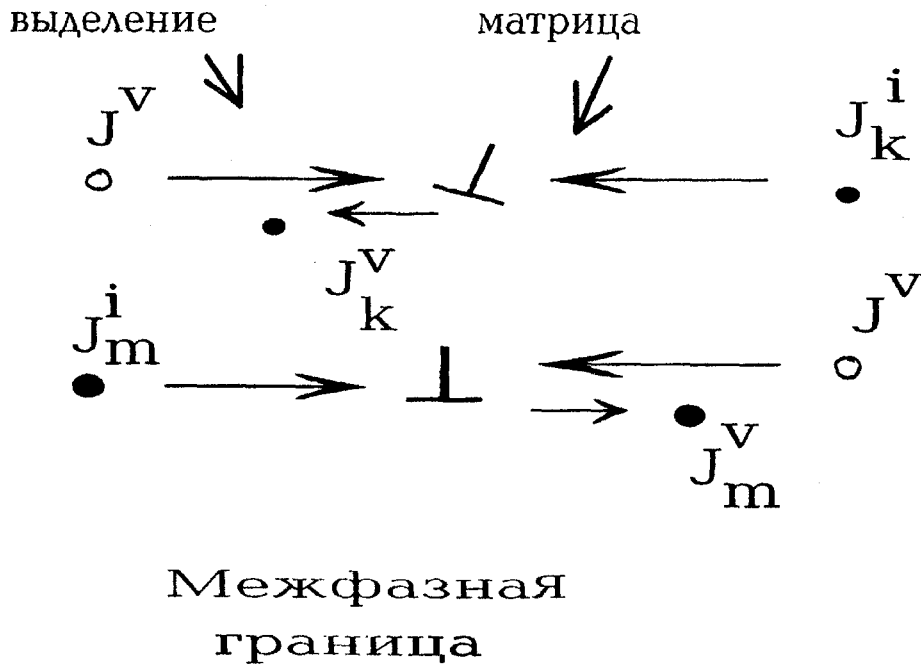


Рис.8. Схема, иллюстрирующая механизм принудительной инфильтрации элементов, сегрегирующих на некогерентную межфазную границу; J^V - поток вакансий, $J_{k,m}^V$ - поток атомов сорта k или m от границы по вакансиям, $J_{k,m}^i$ - поток атомов сорта k или m к границе по межузлиям.