

ИОННОЕ РАСПЫЛЕНИЕ В СВЯЗИ СО СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

М.И. Криворук
(СПбГТУ)

При разработке конструкций реакторов термоядерного синтеза широко используется опыт работы с ядерными реакторами, однако в данном случае проблема выбора конструкционных материалов стоит гораздо острее. Это обусловлено рядом особенностей термоядерной реакции синтеза [2,10,11]. Во-первых, в этой реакции около 80 % энергии уносится нейтронами с высокой энергией (~14,1 МэВ), что вызывает гораздо большее радиационное распухание, чем в реакторах на быстрых нейтронах. Во-вторых, значительная часть энергии (~20%) выделяется α -частицами (энергия частиц ~3.5 МэВ), ионами изотопов водорода, атомами и молекулами газов, а также электромагнитным излучением различной энергии. Это приводит к интенсивной эрозии поверхности первой стенки вакуумной камеры термоядерного реактора.

Корпускулярные потоки дейтерия и трития с энергией порядка 10 кэВ не могут приводить к объемным изменениям в материале, поскольку их пробеги составляют величину около 100 нм. Но эти частицы вносят существенный вклад в развитие поверхностных явлений.

Различают три основных явления в поверхностных слоях, определяющие процессы эрозии: блистеринг, физическое (ионное) распыление и химическое распыление.

При блистеринге в поверхностном слое образуются и разрушаются газовые пузыри легких и подвижных газов, что приводит к "шелушению" вследствие отрыва от поверхности материала относительно крупных частиц. Экспериментально установлено, что после набора дозы более 10^{17} ион/см² и последовательного "шелушения" нескольких слоев блистеров (газовых пузырей), процесс эрозии такого типа стабилизируется, и дальнейшее "шелушение" не наблюдается [1,8].

Ионное распыление обусловлено образованием каскадов смещенных атомов вследствие взаимодействия атомов кристаллической решетки в приповерхностном слое с бомбардирующими поверхность ионами газов.

В отличие от физического, химическое распыление вызвано образованием химических соединений на поверхности, которые обладают высокими коэффициентами распыления и, следовательно, интенсивно удаляются с поверхности.

Сопrotивляемость эрозии поверхности материалов первой стенки в значительной степени определяет условия горения дейтерий-тритиевой плазмы, так как из-за загрязнения плазмы элементами и их соединениями, поступающими из материала первой стенки, температура плаз-

мы может существенно снижаться, что практически приводит к прекращению реакции термоядерного синтеза.

Таким образом, при разработке материалов для реакторов термоядерного синтеза необходимо одновременно решать задачи высокой сопротивляемости радиационному распуханию (радиационные повреждения во всем объеме материала) и сопротивления ионному распылению (вопросы химического распыления в данной работе рассматриваться не будут).

Как уже отмечалось, основой для разработки кандидатных материалов является опыт работы ядерной энергетики, особенно реакторов на быстрых нейтронах. Вопросы ослабления или подавления радиационного распухания достаточно успешно решаются на основе концепции создания в объеме материала условий для аномальной принудительной рекомбинации разноименных радиационных точечных дефектов.

Суть концепции заключается в обеспечении такого состояния пересыщенного твердого раствора, при котором возможен развитый непрерывный однородный распад с сильно выраженным инкубационным периодом и значительной объемной дилатацией на границе раздела "формирующаяся фаза - матрица" [9,10,11]. Возникающие при таком распаде упругоискаженные области в кристаллической решетке оказываются способными перераспределять потоки разноименных точечных радиационных дефектов за счет экранирования дальних стоков (дислокаций, границ зерен и т.д.). В случае однородного распада межузельные, более подвижные по сравнению с вакансиями, атомы фактически лишаются предпочтения к дальним стокам и вынуждены рекомбинировать в объемах, заключенных между упругоискаженными областями кристаллической решетки.

Первые успешные эксперименты по подтверждению изложенной концепции были проведены на аустенитных хромоникелевых сплавах типа 20-45 и 20-30 с твердорастворным упрочнением, в которых требуемый распад пересыщенного твердого раствора обеспечивался легированием редкоземельными элементами [10], однако наиболее перспективными оказались стали и сплавы с дисперсионным типом упрочнения, в которых оказалось возможным практически полное подавление радиационного распухания [5,11]. Дисперсионно-твердеющие стали и сплавы отличаются от твердорастворноупрочняемых повышенным содержанием титана (или алюминия) с одновременной добавкой редкоземельных элементов. Такой тип легирования позволяет получать пересыщенные твердые растворы с различной интенсивностью распада, то есть с различным сочетанием сопротивления радиационному распуханию и технологичности.

Следует особо отметить практически важный вывод, полученный в процессе работы с дисперсионно-твердеющими сталями, что уровень дисперсионного твердения является мерой сопротивляемости материала радиационному распуханию [5, 6, 7].

Анализ процессов возникновения радиационных дефектов при облучении материалов нейтронами и при бомбардировке поверхности потоками ионов показывает, что эти процессы имеют родственный характер, так как в обоих случаях в кристаллической решетке возникают каскады смещенных атомов. Различие состоит в том, что в первом случае высокая подвижность межузельных атомов приводит к их предпочтительному уходу на дальние стоки и проявлению радиационного набухания, а во втором случае в возникших у поверхности каскадах смещений часть атомов приобретает импульс, направленный по нормали к поверхности. Если энергия возбужденного атома достаточна (выше энергии сублимации), то происходит его отрыв от поверхности, то есть реализуется единичный акт распыления.

Явлению ионного распыления посвящено множество работ, в которых изучались, в основном, физические параметры процесса (энергетическое и угловое распределение распыленных атомов, численные значения коэффициентов распыления при бомбардировке поверхности различными ионами, энергетические зависимости коэффициентов распыления и др.). Во всех этих исследованиях изучались чистые элементы или твердые растворы в исходном состоянии без учета возможных структурных превращений.

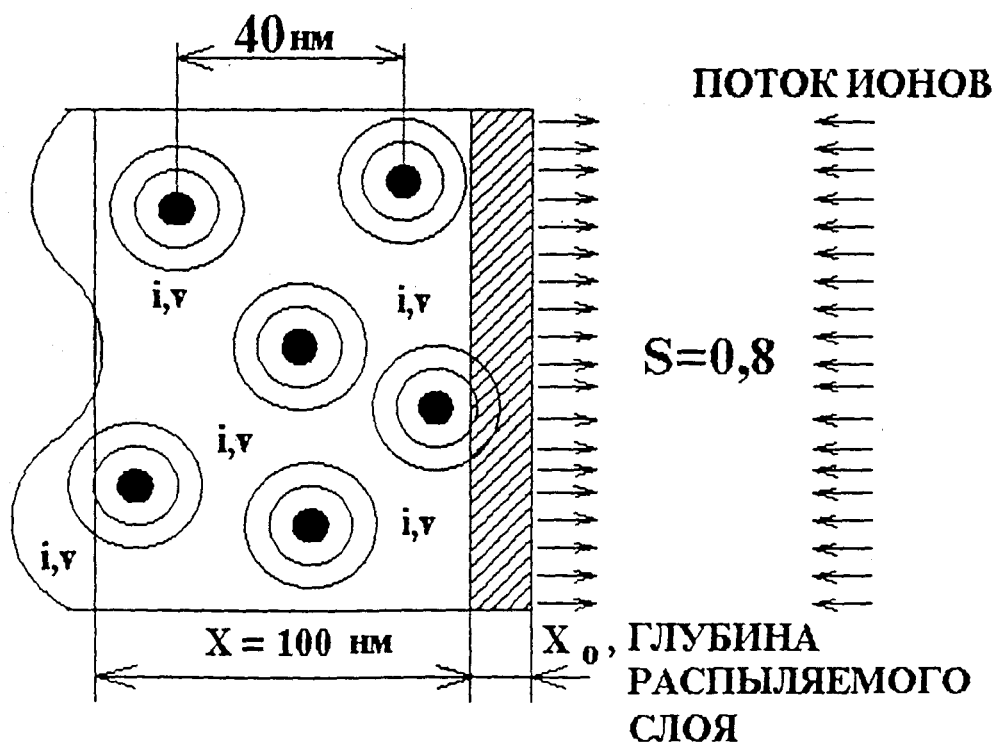


Рис.1. Схема структурного состояния поверхностного слоя дисперсионно-твердеющей стали.

Общность каскадных процессов позволила выдвинуть предположение о структурной чувствительности процесса ионного распыления. На рис.1 представлена предполагаемая схема ионного распыления дисперсионно-твердеющих сталей. В отличие от процесса радиационного набухания, теперь упруго искаженные области, образованные при зарождении и дальнейшей эволюции вторичных фаз типа Ni_3Ti , экранируют не дальние стоки для межузельных атомов, а поверхностный слой толщиной X_0 , из которого происходит распыление. В данном случае упругоискаженные области служат достаточно эффективным барьером для атомов, получивших в каскадах соударений, простирающихся на глубину до 100 нм, импульс по нормали к поверхности, достаточный для распыления. Оценочные расчеты на ЭВМ [4] также подтверждают вероятность такого экранирования.

Первый же эксперимент по распылению дисперсионно-твердеющей стали марки ОЗХ12Н23МТЗРЦЧ ионами аргона с энергией 20 кэВ [1] выявил сильную структурную чувствительность ионного распыления (рис.2).

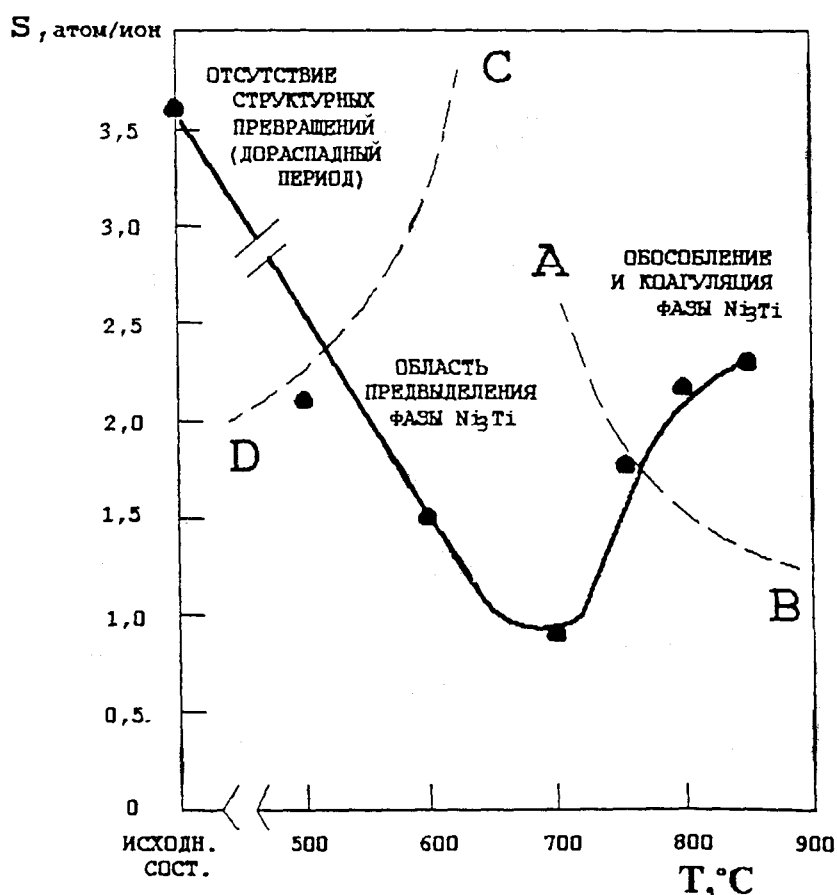


Рис.2. Влияние структурного состояния дисперсионно-твердеющей стали марки ОЗХ12Н23МТЗРЦЧ на сопротивляемость распылению (S , атом/ион) ионами Ar^+ ($E=20$ кэВ); (исходное состояние 1100 °C, 1ч, вода).

Представленные для распыления на установке ИЛУ-3 (РНЦ им. И.В.Курчатова) образцы охватывали всю температурную область структурных состояний пересыщенного твердого раствора после старения длительностью 100 часов, начиная от образования сегрегатов, возникновения областей предвыделения вторичной интерметаллидной γ' -фазы типа Ni_3Ti , ее когерентного состояния и, наконец, обособления и коагуляции. Все эти стадии распада четко фиксируются по уровню твердения.

Установлено, что минимум коэффициента распыления (0,8 атом/ион) соответствует максимуму твердения на стадии предвыделения и существования когерентной γ' -фазы. Уровень распыления по сравнению с исходным состоянием (однородный твердый раствор с незначительным количеством включений карбидов типа TiC) понизился в 4 раза.

Поскольку в реальных конструкциях поверхность бомбардируется потоками ионов легких газов, эксперимент был повторен не той же установкой с использованием ионов водорода с энергией 10 кэВ. Сравнительные данные представлены на рис. 3. Как видно, и в данном случае наблюдается примерно такой же эффект уменьшения коэффициента ионного распыления.

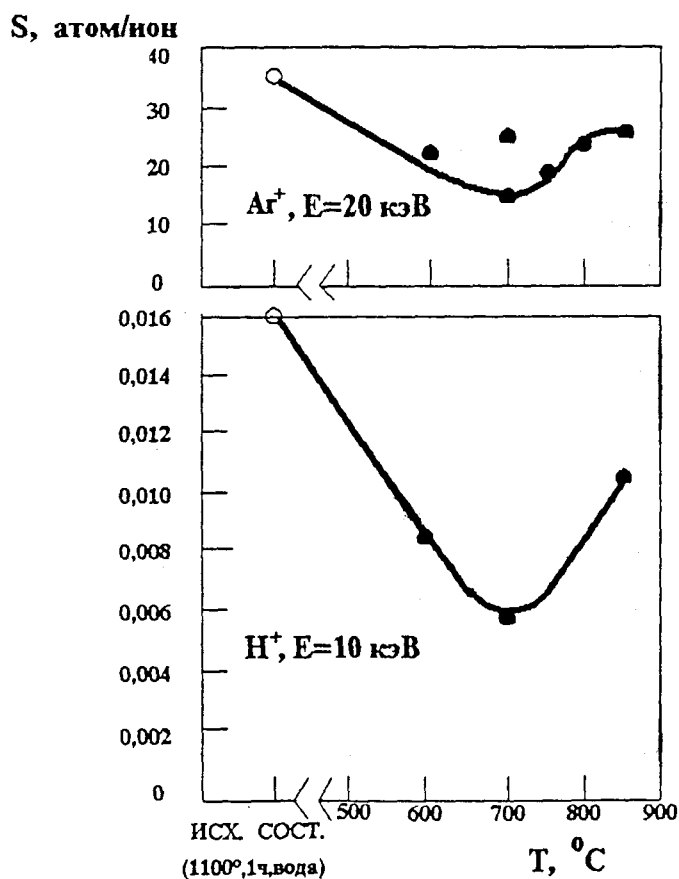


Рис.3. Сравнительные данные по распылению (S , атом/ион) дисперсионно-твердеющей стали марки ОЗХ12Н23МТЗРЦ4 в различном структурном состоянии ионами Ag^+ ($E=20$ кэВ) и H^+ ($E=10$ кэВ).

Таким образом, экспериментально была подтверждена структурная чувствительность процесса и доказано, что уровень дисперсионного твердения может служить и мерой ионного распыления.

Эффективность подавления радиационного распухания (при дозе 150 с.н.а. не более 0,1 %) и ослабления ионного распыления (в 4 раза), к сожалению, не может быть полностью реализована из-за относительно низкой технологичности аустенитной дисперсионно-твердеющей хромоникелевой стали марки ОЗХ12Н23МТЗРЦЧ (ограничения по сварке, недостаточная пластичность). Это послужило стимулом для дальнейшей разработки компромиссных вариантов марок сталей.

На рис.4 показаны различные варианты структурного состояния, которые различаются плотностью распределения вторичной интерметаллидной γ' -фазы, что, в свою очередь, зависит от степени легирования титаном (или алюминием). Компромисс заключается в нахождении наиболее рационального снижения легирования титаном при сохранении достаточной радиационной стойкости. На этой стадии работы широко использовалось понятие дисперсионного твердения как меры сопротивления радиационному распуханию. Ранее [6,7] было продемонстрировано влияние содержания титана на уровень твердения различных марок сталей. В итоге была выбрана для дальнейших исследований сталь марки 04Х15Н11ТЦЧ, содержащая всего 1,3 % Ti и дополнительно легированная иттрием. Эта сталь сохранила достаточно высокий уровень сопротивления радиационному распуханию (до 1,5 %, при дозе 130 с.н.а.) при существенном улучшении свариваемости и пластичности. Сталь, как и следовало ожидать, сохранила и способность к снижению коэффициента ионного распыления (в состоянии максимума твердения на 30 %).

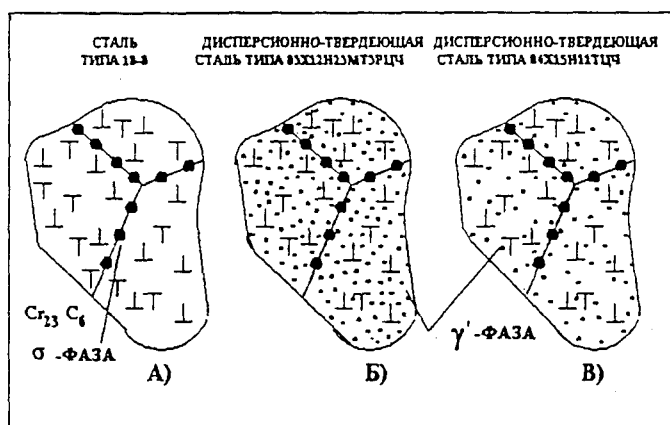


Рис.4. Модель распределения дислокаций и избыточных фаз при распаде пересыщенных твердых растворов:
 а) избирательный распад и отсутствие экранирования дислокаций;
 б) развитый однородный распад с сильно выраженной дилатацией и полное экранирование дислокаций;
 в) менее развитый однородный распад с сильно выраженной дилатацией и неполное экранирование дислокаций.

Рис.5 содержит экспериментальные данные по распылению дисперсионно-твердеющих сталей различных композиций и демонстрирует влияние содержания титана (уровня дисперсионного твердения) на процессы ионного распыления. Очевидно, что уровень дисперсионного твердения служит надежной мерой сопротивляемости материала ионному распылению.

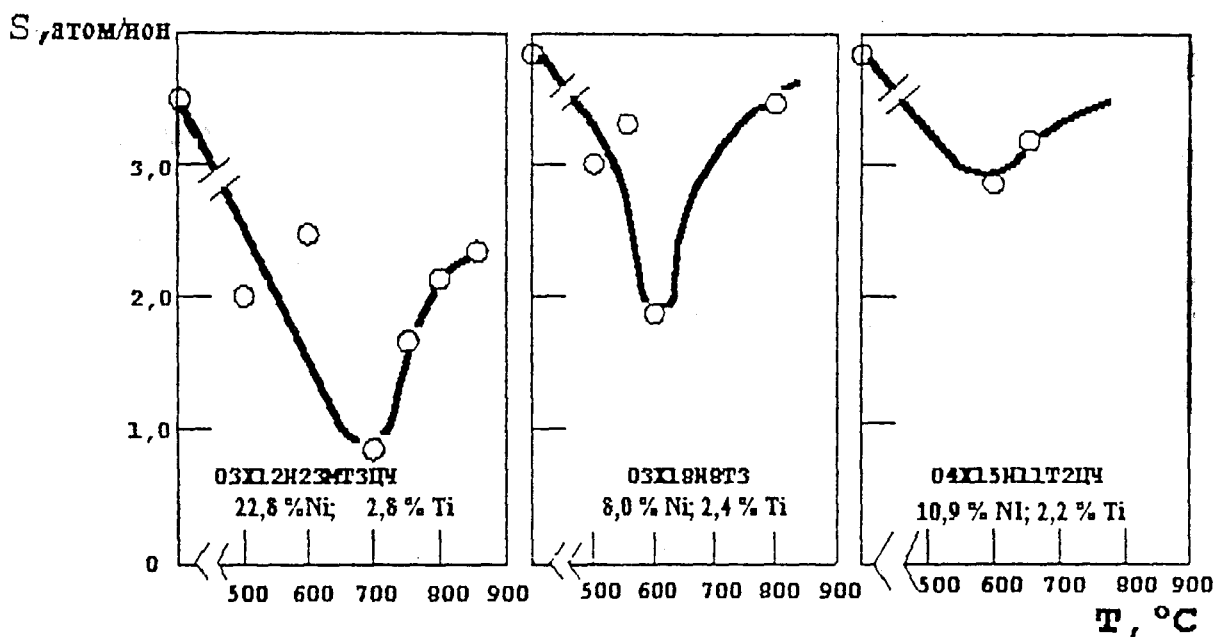


Рис.5. Влияние степени дисперсионного распада (уровня твердения) на коэффициент ионного распыления аустенитных хромоникелевых сталей;

* - исходное состояние: аустенитизация 1100 °С, 1ч, вода

1. Установлено, что процессы ионного распыления являются структурно чувствительными.

2. Показано, что дисперсионное твердение может служить надежной мерой сопротивляемости пересыщенного твердого раствора ионному распылению.

3. На основе разрабатываемой концепции ослабления радиационной повреждаемости разработан ряд дисперсионно-твердеющих аустенитных хромоникелевых сталей, обеспечивающий достаточно широкий выбор, исходя из условий эксплуатации и предъявляемых требований по сопротивлению радиационному распуханию и ионному распылению.

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние температуры старения на микроструктуру, микротвердость и распыление дисперсионно-твердеющей стали X12H23 ионами аргона / Гусева М.И., Гордеева Г.В., Баранова Е.К., Паршин А.М., Колосов И.Е., Криворук М.И. // Атомная энергия, 1986. - Т. 60. - Вып. 6. - С. 406-408.
2. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и набухание металлов. - Киев: Наукова Думка, 1988. - 293 с.
3. Ионное распыление дисперсионно-твердеющих сплавов / Гусева М.И., Гордеева Г.В., Баранова Е.К. и др. // Атомная энергия, 1986. - Т. 60. - Вып. 6. - С. 406-408.
4. Каскады атом-атомных соударений в сплавах с выделениями вторичных фаз / В.В. Кирсанов, А. М. Паршин, С.Е. Кислицин, Е. М. Кислицина, М.И. Криворук, В.Г. Теплухин // Структурно-морфологические основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий: Тез. докл. 1 Всесоюз. совещ. (г. Обнинск, 23-25 апр. 1991 г.). - Обнинск.: ОИАЭ, 1991. - С. 14.
5. Криворук М.И., Теплухин В.Г., Звягин В.Б. Процессы предвыделения γ - фазы и ослабление радиационного набухания и ионного распыления // Фазовые превращения, структура и свойства сталей и сплавов: Межвуз. сб. - Л.: СЗПИ, 1989. - С. 80-89.
6. Криворук М.И., Теплухин В.Г., Звягин В.Б. Технологичная аустенитная сталь с высоким сопротивлением радиационному набуханию // Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов: Тез. докл. IV Всесоюз. семинара (г. Петрозаводск, 2-4 окт. 1990 г.). - Л.: ЦКТИ, 1990. - С. 5.
7. Криворук М.И., Теплухин В.Г. Технологичная не набухающая аустенитная сталь марки 04X15H11TЦЧ // Новые стали и сплавы, режимы их термической обработки: Материалы научно-технического семинара (г. С-Петербург, 17-18 сент. 1992 г.). - СПб.: ЛДНТП, 1992. - С. 13-15.
8. Орлов В.В., Альтовский И.В. Условия работы материалов первой стенки термоядерных реакторов // ВАНТ Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение, 1981. - Вып. 1 (15). - С. 9-16.
9. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющих и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. - Л.: Судостроение, 1972. - 288 с.
10. Паршин А.М. Структура и радиационное набухание сталей и сплавов. - М.: Энергоатомиздат, 1983. - 56 с.
11. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионноустойчивых сталей и сплавов. - Челябинск: Металлургия, 1988. - 656 с.