

4. Кимура Г., Маддин Р. Влияние закаленных вакансий на механические свойства металлов и сплавов // Дефекты в закаленных металлах: - М.: Атомиздат, 1969. - С. 188-267.

5. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Бобонец И.И., Камышанченко Н.В. Старение закаленного алюминия после деформации при 77 К // Изв. вузов. Физика, 1976. - Т. 42. - С. 877-881.

6. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М. Радиационное повреждение в металлах и сплавах при облучении нейтронами, ионами и электронами. ВАНТ. С: ФРП и М, 1984, Вып. 1 (29). - С. 46-73.

7. Воеводин В.Н. Структурно-фазовые изменения в нержавеющей сталях аустенитного и ферритного классов при облучении нейтронами и заряженными частицами. Докторская диссертация, Харьков, ХГУ, 1995. - 488 с.

8. Pawel I.E., Grossbeck M.L., Shiba K.a.ol. Effect of low temperature neutron irradiation on deformation behaviour of austenitic stainless steels. 7 Int. Conf. on Fusion reacton Materials. Obninsk, Russia, 1995. - P. 90.

9. Naohiro Igata and Hideo Kayano Ductility and Hardening of Neutron - Irradiated Fe-Cr and Fe-Cr-Ni Steels. Effects of Radiation on Materials. 15 th Intern. Symposium ASTM STP 1125, 1992. - P. 1243-1255.

10. Вагин С.П., Ибрагимов Ш.Ш., Локтионов А.А., Реутов В.Ф. Влияние кластерно-петлевой структуры на радиационное упрочнение молибдена // Сб. Радиационное материаловедение. - Т. 6. - Харьков, 1990. - С. 73-80.

11. Neklydov I.M., Voevodin V.N. Features of structure-phase transformation of austenitic and ferritic-martensitic steels. J.Nucl. Mater., 212-215, 1994. - P. 39-44.

О НЕГАТИВНОМ ПРОЯВЛЕНИИ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫХ РАСПАДОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЯЭУ ПРИ УМЕРЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

А.М. Паршин, А.Н. Тихонов,
Г.Н. Филимонов
(СПбГТУ, МИЭМ,
ЦНИИ КМ "Прометей")

В связи с возможным увеличением срока службы водо-водяных действующих и проектируемых реакторов ЯЭУ до 60-80 и более лет необходимо особое усиление внимания теоретическим и прикладным вопросам влияния временного фактора в условиях непрерывного нарастания нейтронного облучения (и γ -излучения) при умеренных температурах на комплекс механических, коррозионных и др. свойств [1-4]. Некоторые из этих вопросов уже актуальны и сейчас. Так, недооценка развития во времени процессов радиационно-стимулированной диффузии, и особенно

развития структурно-фазовых превращений при облучении, изменения в твердом растворе предельной растворимости вредных примесей, и порой - весьма большие (например, значительное падение растворимости фосфора в феррите корпусных сталей при их облучении), уже привели к пересмотру принципов легирования корпусных сталей, предельному допущению в них основных и примесных элементов, чистоте шихты и, вообще, к усовершенствованию процессов металлургического передела [1-2, 5].

Следует отметить, что эксплуатация и дальнейшее строительство ответственных сооружений, какими являются ЯЭУ, всегда требуют непрерывного совершенствования конструирования, технологических процессов изготовления полуфабрикатов и готовых узлов, улучшения условий эксплуатации и соответствия этим условиям оптимальных конструкционных материалов [1, 2]. Таким образом, ведется непрерывное совершенствование ответственной конструкции в условиях деградации первоначальных различных свойств. Идет совершенствование архитектуры изделия. Это нормальный процесс (если не были допущены явные недоработки и отступления) [1, 2]. Но в рассматриваемом случае явно не было уделено должного внимания значимой роли нейтронного облучения в развитии и протекании радиационно-индуцированных распадов. Следует еще раз повторить, что известно влияние радиации на ускорение диффузионных процессов [3, 5]. Это дало основание указать на стимулирование структурно-фазовых превращений при облучении сплавов [5-8, 10]. Теперь можно утвердительно отметить большую роль радиационного воздействия, чем ранее отмечалось, в процессах зарождения и формирования вторичных фаз, более низкую температуру их появления; зависимость кинетики и механизма распада твердых растворов от радиационной повреждаемости матрицы и др. В таком случае неизбежно будет и большее влияние радиационного воздействия на свойства металлов при длительных температурно-временных циклах под нагрузкой [1, 8, 9, 11].

Далее будут приведены основные доводы и данные об особенностях радиационно-индуцированных распадов некоторых сталей.

1. В условиях облучения и вакансии, и межузельный атом обладают относительно высокой подвижностью даже при комнатной температуре. Важное значение имеют такие характеристики радиационных дефектов, как пространственное расположение атомов, образующих дефект, энергия его образования или увеличение энергии кристалла, вызванное присутствием дефекта, а также энергия, необходимая для миграции дефекта из одного положения в соседнее. Оказывается, что межузельный атом имеет большую энергию образования, чем вакансии, но требует меньше энергии для миграции. Межузельные атомы обычно начинают мигрировать первыми, иногда уже при 10 К, а вакансии мигрируют при более высоких температурах.

2. Известно из эксперимента, что коэффициент диффузии по дислокациям значительно превосходит коэффициент объемной диффузии в кристаллах. Наиболее развита диффузия по дислокациям и другим по-

верхностям раздела при низких температурах. При этом вклад объемной диффузии в общий диффузионный поток пренебрежительно мал.

3. В условиях нейтронного (и ионного) облучения диффузия ускоряется и потому, что увеличивается и плотность дислокации.

4. Радиационные дефекты, изменяя термодинамические и кинетические условия процесса зарождения вторичных фаз и их выделения, способствуют распаду как бы исходных пересыщенных твердых растворов, а также ставших пересыщенными в новых специфических условиях.

5. Если для объяснения ускорения некоторых превращений под влиянием облучения оказывается во многих случаях достаточным привлечение представлений о радиационно-стимулированной диффузии, то в настоящее время уже известно достаточно случаев, когда превращение в данной системе или в данной стали происходит только при наличии радиации. Например, в условиях только радиации реакторные стали становятся пересыщенными фосфором, и вследствие этого происходит миграция его к поверхностям раздела и границам зерен, а затем, по мере развития процессов предвыделения, возможно образование когерентных фосфидов и далее, с увеличением дозы облучения, даже обособление их.

6. В рассмотренных случаях проявляется уменьшение растворимости легирующего элемента или примеси в матрице, что приводит к сдвигу влево кривой растворимости. По-видимому, величина предельной растворимости данного элемента является функцией (при данной длительности) суммарного нейтронного потока.

7. Можно согласиться с констатацией того факта, что выдержки при температурах 350-500°C длительностью до 20 тыс.ч. не приводят к значительному изменению прочности, пластичности, ударной вязкости и критической температуры хрупкости низколегированной корпусной стали.

8. Однако, эти выдержки весьма незначительны в сравнении с намечавшимся ресурсом. Поэтому температурно-временные факторы в условиях весьма длительной эксплуатации ЯЭУ, когда проявляются не только радиационно-стимулированный и индуцированный распады твердых растворов, должны быть подвержены всестороннему исследованию. При этом должны изучаться не только миграционные процессы вредных примесей в инкубационном периоде распада в перлитных сталях, но и возможность проявления склонности к межкристаллитной коррозии в трубных системах и внутриреакторной наплавке из аустенитных сталей. Особое внимание при этом должно быть уделено поведению стали с крупным зерном (зона термического влияния, удельное количество вредных примесей на единицу длины границы, усиление склонности к межкристаллитной коррозии аустенитных сталей, резкое повышение температуры вязко-хрупкого перехода и др.).

Только положительные ответы на поставленные и другие, смежные с ними, вопросы могут явиться действенным основанием для возможного значительного увеличения срока эксплуатации ЯЭУ.

Например, важно знать, возможен ли при длительном старении при умеренных температурах (например, до 350°C), в условиях воздействия нагрузки и нейтронного облучения, дальнейший распад твердого раствора в применяемых низколегированных высокоотпущенных ферритно-перлитных сталях типа 15X2МФА. Как это отразится на положении температуры вязко-хрупкого перехода, степени охрупчивания, предельных значениях ударной вязкости и др.

Ранее нами было показано, что в высокоотпущенной мартенситно-стареющей стали марки 05X13Н4М наложение последующего отпуска при температуре 350°C длительностью 20000 часов приводило к дальнейшему снижению ударной вязкости и заметному повышению температуры вязко-хрупкого перехода [1].

В этом случае происходит дальнейшее зарождение и следующее за ним обособление карбидов, так как растворимость углерода при этой, относительно низкой, температуре заметно меньше, чем при температуре высокого отпуска или двойного высокого отпуска, оптимального для данной хромоникелевой мартенситно-стареющей стали (нагрев до 620°C, выдержка 6 часов и охлаждение на воздухе, затем нагрев до 590°C, выдержка 10 часов и охлаждение на воздухе) [1].

Эти низкотемпературные карбиды имеют меньшие размеры зародыша, да и процесс релаксации напряжений, возникших при их зарождении, будет протекать заметно медленнее.

Здесь проанализирован только временной фактор при рабочей температуре. Как этот фактор будет влиять на проявления температуры вязко-хрупкого перехода, если наложить еще и нейтронное облучение.

Несколько слов относительно проявления межкристаллитной коррозии в аустенитных сталях и сплавах. В отечественной промышленности не было случаев разрушения трубных систем и теплотехнического оборудования первого контура по причине проявления склонности сталей 18-8 к межкристаллитной коррозии [1,4]. Не обнаружено и межзеренного коррозионного растрескивания в связи с высокой сопротивляемостью сталей 18-8 межкристаллитной коррозии. В зарубежной же практике недооценка требований относительно высокой стойкости аустенитных сталей и сплавов к межкристаллитной коррозии сказалась в преждевременном разрушении трубных систем первого контура как по причине протекания процесса межкристаллитной коррозии, так и в связи с проявлением межзеренного коррозионного растрескивания [4, 7, 12].

Как следует из вышеизложенного, фактор времени, нейтронное облучение и γ -излучение могут способствовать уменьшению растворимости в твердых растворах углерода и протеканию длительных процессов зарождения и формирования карбидов. Это, как известно, приведет к проявлению анодности в металле поверхностей раздела и возможности появления коррозионных повреждений.

Основанием для такого предположения может быть и проявление "синеломкости" в аустенитных облученных нейтронами сталях и спла-

вах при умеренных температурах [1]. В отсутствие же облучения снижение пластичности в этих аустенитных материалах (γ -решетка) при умеренных температурах не происходит даже после весьма длительного старения [1]. В инструментальных предварительно закаленных сталях (ОЦК-решетка) в процессе длительного старения (10000 - 17000 тыс. ч.) при комнатной температуре и даже при температуре - 50°C происходит не только зарождение цементита, предвыделение его, но даже и обособление. При этом твердость повышается до 67,5 единиц НВ (НВ закаленных сталей 61-63 ед.), а затем, по мере обособления, падает до 63-64 НВ [1, 2, 13, 14].

Эти примеры касаются миграции элементов внедрения при длительном старении или в процессе воздействия при этом и нейтронного облучения. Не исключается, что при этом возможно, особенно при нейтронном повреждении матрицы, проявление и особых, специфических процессов диффузии элементов-замещения [10].

ЛИТЕРАТУРА

1. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов. - Челябинск: Металлургия, 1988. - 656 с.

2. Паршин А.М., Неклюдов И.М., Гуляев В.Б., Камышанченко Н.В., Пряхин Е.И. Структура и свойства сплавов / Под ред. А.М.Паршина, И.М.Неклюдова. - М.: Металлургия, 1993. - 318 с.

3. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и набухание металлов. - Киев: Наукова Думка, 1988. - 294 с.

4. Паршин А.М., Тихошов А.Н. Коррозия металлов в ядерном энергомашиностроении. - Л.: Политехника, 1994. - 94 с.

5. Ларииков Л.Н. В кн.: ВАНТ Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. - Харьков: ХФТИ, 1981. Вып. 3 (17). - С. 32-43.

6. Алексеенко Н.Н., Амаев А.Д., Горынин И.В., Николаев В.А. Радиационное повреждение стали корпусов водо-водяных реакторов / Под ред. И.В.Горынина. - М.: Энергоатомиздат, 1981, - 191 с.

7. Баландин Ю.Ф., Горынин И.В., Звездин Ю.И., Марков В.Г. Конструкционные материалы АЭС. - М.: Энергоатомиздат, 1984, - 280 с.

8. Филимонов Г.Н., Греков И.И., Орлова В.Н. и др. - Материалы для корпусов реакторов сверхкритического давления, работающих при повышенных температурах. В кн.: ВАНТ Сер. Материаловедение и новые материалы. - М.: ЦНИИ УЭИ, 1992. Вып. 1 (45). - С. 59-62.

9. Орлова В.Н., Греков И.И., Филимонов Г.Н. и др. Материаловедческие аспекты повышения надежности и долговечности ядерных реакторов ВВЭР. - Там же. - С. 62-68.

10. Васильев А.А., Дудкин А.М., Ермалова Н.Ю., Зисман А.А., Рыбин В.В. Исследование взаимодействия атомов фосфора с элементарными радиационными дефектами в α -железе. В кн.: Радиационное воз-

действие на материалы термоядерных реакторов. - СПб.: ЦНИИ КМ "Прометей", 1994. - С. 101.

11. Крюков А.М. Обоснование продления радиационного ресурса корпусов реакторов ВВЭР-440. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Российский научный центр "Курчатовский институт", 1994.

12. Богоявленский В.Л. Коррозия сталей на АЭС с водным теплоносителем. - М.: Энергоатомиздат, 1984. - 168 с.

13. Паршин А.М., Иванов И.М., Жукова М.А. В кн.: Оптимизация структуры и свойств сталей и сплавов в свете реализации программы "Интенсификация - 90". - Л.: ЛДНТП, 1987. - С. 28-36.

14. Паршин А.М., Тихонов А.Н., Бондаренко Г.Г., Кириллов Н.Б. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов. - СПб: Политехника, 1995. - 300 с.

ПРОЧНОСТЬ И ОСЛАБЛЕНИЕ РАДИАЦИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МЕТАЛЛОВ

И.В.Горьнин,
А.М.Паршин,
В.В.Рыбин
(СПбГТУ, ЦНИИ КМ
"Прометей")

Несмотря на своеобразие радиационного воздействия, процесс пластического деформирования различных металлических материалов обладает рядом общих закономерностей. Так, при пластической деформации им свойственен процесс деформационного упрочнения, и, хотя последний вырождается с дозой нейтронного облучения, это наиболее важное свойство в работоспособности металлов частично еще сохраняется и предотвращает разрушение. Именно способность металлов к упрочнению в различных экстремальных условиях способствует их подавляющему использованию в качестве конструкционных материалов.

Следует указать и на то, что преждевременное (не расчетное) хрупкое разрушение свидетельствует о недопустимом при определенных температурно-временных или температурно-деформационных циклах снижении пластичности, когда металл в конструкции уже не может более снимать пики перенапряжений, и они становятся соизмеримыми с прочностью. Это будет способствовать продвижению или даже катастрофическому росту имеющейся (допустимой) трещины или зарождению и недопустимому росту ее во времени. Таким образом, исчерпание пластичности является определяющим фактором в работоспособности изделий и их надежной эксплуатации.

Изотропность механических свойств при этом, уменьшая локализа-