

12. Паршин А. М. Структура, прочность и повреждаемость коррозионноустойчивых сталей и сплавов. - Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1988. - 656 с.

13. Bryk V.V., Voevodin V.N., Neklyudov I.M., Parshin A.M. Point defect recombination enhanced as solid solution decomposer under irradiation. Effects of Radiation on Materials. V.1, 14th Intern. Symp. ASTM, 1990. - P. 295-300.

14. Бакай А.С., Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М. Центры рекомбинации точечных дефектов переменной полярности. ЖТФ, 1987. - ж.б.т. - №12. - С.2371-2374.

15. Chen C.W., Buttry R.W. Void formation and denudation in ion-irradiated nickel. Rad. Eff., 1981. - №56. - P. 219-228.

16. Бондаренко Г.Г., Иванов Л.И., Кучерявый С.И. Изучение распыляемости алюминиевых сплавов при ионной бомбардировке // Физика и химия обработки материалов. - 1986. - №5. - С.24-25.

17. Павлов В.И. Анализ нейтронно-физических характеристик топливной решетки ВВЭР-1000 // Атомная энергия. - 1993. - Т.74. - Вып. 1. - С.10-21.

ПРИРОДА СЛАБОЙ СКЛОННОСТИ К РАДИАЦИОННОМУ РАСПУХАНИЮ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

А.М.Паршин,
И.А.Повышев
(СПбГТУ)

Ранее было показано, что при определенном легировании можно практически подавить радиационное распухание и вакансионное порообразование в аустенитных хромоникелевых сталях [1-3]. Для достижения этого необходимо обеспечить такое состояние пересыщенного твердого раствора, при котором возможно протекание во времени развитого непрерывного распада с сильно выраженным инкубационным периодом и определенной величиной объемной дилатации, а также с формированием упорядоченных структур, К-состояния, расслоения твердых растворов и др. [1,2]. Полагается, что в таких твердых растворах в течение всего процесса роста предвыделения фазы, от зарождения ее до потери когерентности (начало обособления), неизбежно возникают упругоискаженные (растянутые и сжатые) области вокруг предвыделений, в которых осуществляется усиление рекомбинации разноименных дефектов [1-3]. Последующие исследования подтвердили справедливость такого подхода [1-6].

Настоящая работа посвящена дальнейшему изучению природы явления усиления рекомбинации дефектов в конструкционных сплавах и физических путей ослабления их радиационного распухания. Анализируются коррозионноустойчивые ферритные и суперферритные стали, т.е. материалы с весьма низким содержанием углерода и азота, вакуумный переплав которых осуществляется с применением чистых шихтовых мате-

риалов.

Рассмотренные в цитированных работах данные в основном касались аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов, т.е. основных конструкционных материалов атомных и термоядерных энергетических установок. Следует еще раз отметить, что ослабление радиационного набухания или подавление его связывается с протеканием дополнительной структурной рекомбинации. Возникающие при распаде во времени развитые и сильные поля структурных напряжений оказываются способными перераспределять потоки полярных точечных дефектов, ослаблять или подавлять миграцию межузельных атомов на опасные структурные стоки (экранировать их) и обеспечить возможность рекомбинации их с вакансиями в упругоскаженных областях распадающихся твердых растворов.

Обычные и особо чистые коррозионностойкие ферритные стали имеют, как известно, высокое сопротивление их радиационному набуханию как при ионном, так и при нейтронном облучении [2,7]. Это относится к ферритным хромистым сталям, имеющим ОЦК-строение. При этом детали структуры (ферритная, ферритно-мартенситная, мартенситная и др.) уже не оказывают значительного влияния на протекание процесса радиационного набухания, ибо основа этих сталей имеет объемноцентрированное строение.

Анализ наших данных показывает, что ферритные стали X13MЧ, X13M2Ч и X13MBЧ имеют высокое сопротивление набуханию, т.е. при таких высоких дозах повреждения как 50-80 смещ/атом, что эквивалентно $1-1,5 \cdot 10^{23}$ нейтр/см², набухание стали не превышает 1,6% (рис.1, 2).

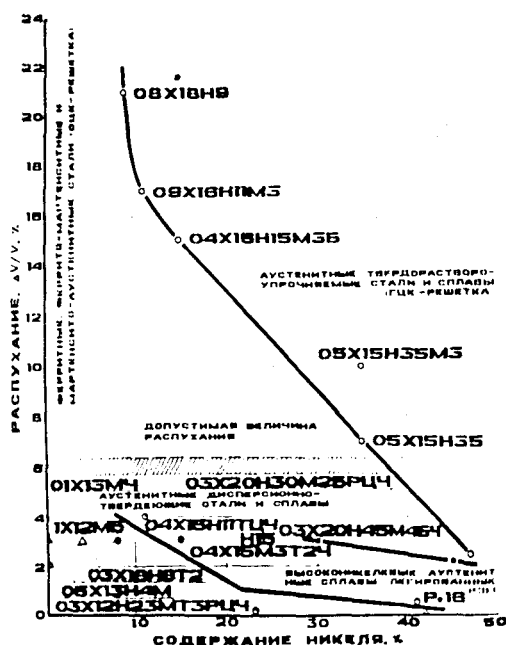


Рис.1. Структура и радиационное набухание сталей и сплавов с ОЦК- и ГЦК-решетками

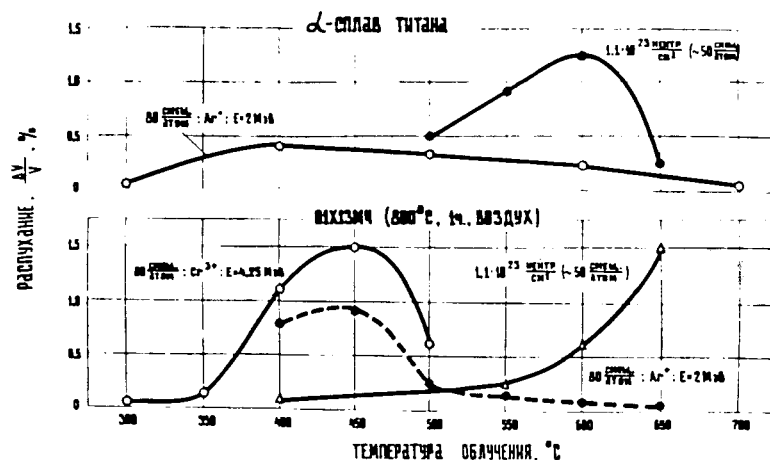


Рис. 2. Температурная зависимость и предельные значения величины распухания ферритной стали и низколегированного сплава титана при нейтронном и ионном облучении.

В работе [8] также показано, что радиационное распухание стали 1X12МБ при электронном облучении существенно ниже, чем в аустенитной стали.

Эта сталь, закаленная на мартенсит, обладает высокой исходной плотностью дислокаций и содержит большое число мелкодисперсных выделений карбидов и нитридов. Авторы работы [8] объясняют высокую устойчивость этой стали к распуханию наличием большого числа ловушек радиационных дефектов, в роли которых выступают как отдельные атомы углерода и азота, так и мелкодисперсные выделения карбидов и нитридов. С таким мнением нельзя полностью согласиться, так как исследованные автором упомянутой работы стали типа 1X13 имели чисто ферритную структуру и содержали малое количество азота и особенно углерода, т.е. имели относительно невысокую плотность дислокаций ($\rho = 5 \cdot 10^8 - 5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$) и содержали ничтожное количество первичных и вторичных фаз, что диктовалось требованиями создания коррозионно-радиационноустойчивой и хладнотойкой ферритной стали. Тем не менее, эти стали, как и мартенситная сталь типа 1X12МБ, обладали высоким сопротивлением радиационному распуханию.

Можно предположить, что усилению рекомбинации точечных дефектов могут способствовать не только упругоискаженные области, возникающие в инкубационном периоде распада, как это показано на примере высоконикелевых твердых растворов, но и процессы, не приводящие в конечном итоге к выпадению избыточных фаз. К таким структурным превращениям, как уже отмечалось, относятся процессы упорядочения образования дальнего и ближнего порядка, К-состояния, расслоения твердых растворов и др. Если такие процессы протекают в исследованных ферритных сталях типа 1X13М с низким содержанием азота и углерода, то неизбежно должно изменяться электросопротивление при наложении температурно-временных циклов.

Исследования показали, что действительно в ферритных сталях в процессе отжига происходит изменение электросопротивления без образования вторичных фаз [2].

В соответствии с рассмотренным, низкую склонность к вакансионному порообразованию сталей и сплавов с ОЦК-решеткой, как и аустенитных высоконикелевых сплавов, и дисперсионно-твердеющих сталей, следует связывать с особенностями распада твердых растворов в этих материалах.

В суперферритных хромистых сталях процессы карбидообразования и нитридообразования практически подавлены, и этим дается преимущество процессам расслоения хромистого твердого раствора [9, 11] или, как мы считаем, развитию ранних стадий распада, происходящих в исходном, маточном твердом растворе, предшествующих образованию σ -фазы типа FeCr. Как известно, хром не относится к числу элементов, сильно упрочняющих феррит, однако небольшая разница в атомных размерах ($r_{Fe} = 1,27 \text{ \AA}$; $r_{Cr} = 1,28 \text{ \AA}$) может привести к некоторому упрочнению. Это наиболее будет сказываться при введении большого количества хрома, что может несколько снизить вязкость стали.

Теперь рассмотрим основные факторы и причины, определяющие довольно высокую устойчивость суперферритных и, вообще, обычных ферритных хромистых сталей радиационному распуханию и вакансионному порообразованию. Как будет показано ниже, это явление в основном обусловлено дополнительной структурой рекомбинаций, образующейся преимущественно на тех концепциях, которые нами установлены для аустенитных сталей и сплавов различных композиций [1,6]. Было показано, что важность роли однородного распада твердого раствора в подавлении или ослаблении вакансионного порообразования характеризуется полями упругих деформаций в сплавах и избирательным и однородным распадом. В случае развитого непрерывного равномерного распада твердого раствора поля упругих деформаций вокруг формируемого состояния фазы также сильно развиты и даже могут перекрываться соседними. Такое состояние твердого раствора благоприятно для рекомбинации точечных полярных дефектов. При избирательном распаде, когда вторичная фаза выпадает на границе зерен и ее еще нет в теле зерен, поле внутренних напряжений локализуется только в приграничных районах. Такое структурное состояние не благоприятствует усилению рекомбинации разноименных радиационных дефектов [2].

Высокая однородность и плотность зарождения вторичных фаз является необходимым, но не единственным условием развития процессов рекомбинации радиационных дефектов. Вторым важным определяющим структурным фактором является величина объемной дилатации на границе раздела “предвыделение - матрица” [2].

Аустенитные дисперсионно-твердеющие стали и сплавы характеризуются наиболее развитым однородным выпадением γ' -фазы со значительной объемной дилатацией на границе раздела “формирующая

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., Звягин В.Б., Колосов И.Е., Криворук М.И., Теплухин В.Г. Радиационное набухание и принципы легирования сплавов. //ВАНТ. Серия: Термоядерный синтез. - Вып. 3. - М., 1991. - С. 37-40.
5. Паршин А.М., Криворук М.И., Теплухин В.Г. Структурно-принудительная рекомбинация и набухание металлов. // ВАНТ. Серия: Материаловедение и новые материалы. - М.: ЦНИИ Информ России, 1992. - Вып. 1.(45). - С. 10-14.
6. Паршин А.М., Звягин В.Б., Колосов И.Е. и др. Принципы легирования сплавов и радиационное набухание. Изд. Акад. Наук. Металлы. - М., 1993. - №3. - С. 73-77.
7. Паршин А.М., Кравцов В.Г., Вайнер Л.А. Влияние особенностей легирования на хладноломкость облученных ферритных сталей. Изв. Академии Наук Каз. ССР. Серия: Физико-математическая. - 1983. - №2. - С. 10-14.
8. Arnell D.K., Williams T.M. Void swelling in FV 607 ferritic Steels. Journ. Nucl. Mater, V. 74, 1978, pp. 144-150. †
9. Steigorwald R.F. et al. The physical metallurgy of F₂ - Cr - Mo ferritic Steels, Stainless Steels V. 77, 1977, pp. 57-59.
10. Леванова А.Н. Ферритные коррозионностойкие стали. Обзорная информация. Вып. 3. - ЦНИИ ЧМ, 1980.
11. Винтайкин Е.З., Лошманов А.А. О природе хрупкости 475% железохромистых сплавов. ФММ. - Т.22. Вып. 3, 1966. - С. 473-476.

ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА ПРИ КАСКАДООБРАЗУЮЩЕМ ОБЛУЧЕНИИ

А.А.Туркин,
А.С.Бакай, А.В.Буц
(ННЦ ХФТИ)

Известно, что эволюция фазового состава и микроструктуры в необлучаемом и облучаемом сплаве существенно отличается. Под облучением изменяется кинетика старения, что проявляется в особенностях поведения функции распределения выделений - часто наблюдается растворение крупных частиц, смещение максимума функции распределения выделений в область малых размеров и образования двугорбой функции распределения [1-4]. Обширные экспериментальные данные [1, 5-7] свидетельствуют о несоответствии структурных состояний, наблюдаемых в облучаемом сплаве, равновесной фазовой диаграмме.

Это значит, что методы расчета фазовых диаграмм, основанные на минимизации свободной энергии [8,9], не применимы в условиях облучения, даже если рассматривать неравновесные радиационные точечные