

ченного ионами никеля с энергией 100 кэВ. Средний диаметр пор в этом случае $\sim 100 \text{ \AA}$, концентрация их $\sim 1,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, а распухание около $\sim 1\%$. Отчетливо видна обедненная порами зона вдоль границы зерен шириной $\sim 500 \text{ \AA}$. Это означает, что границы зерен являются стоками для вакансий. Увеличение энергии ионов до 200 кэВ (см. рис. 2, б) при той же температуре облучения вызывает рост среднего диаметра пор до $\sim 125 \text{ \AA}$, повышение их концентрации до $1,9 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ и увеличение распухания до $\sim 7,5\%$. На рис. 2, в приведена микрофотография структуры никеля, облученного ионами никеля с энергией 300 кэВ. Средний размер пор составляет $\sim 125 \text{ \AA}$, концентрация пор $\sim 3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, а распухание достигает $\sim 9\%$. Таким образом, распухание возрастает с ростом энергии ионов в диапазоне 100—300 кэВ.

Полученные результаты свидетельствуют о возможности применения ускорителей тяжелых ионов на средних энергиях для проведения имитационных экспериментов, моделирующих образование вакансионных микропор при облучении быстрыми нейтронами. До последнего времени для такого рода экспериментов применялись преимущественно ускорители на высокие энергии (от нескольких МэВ до нескольких десятков МэВ [6—8]). Возможность использования для этой цели установок типа ИЛУ-2 значительно удешевляет и методически упрощает подготовку и проведение имитационных опытов. В частности, благодаря высокой интенсивности ионного пучка в таких установках, быстрому выходу ускорителя на заданный режим, простоте эксплуатации оказывается возможным в течение сравнительно короткого времени облучать большое число образцов, облегчается поиск поврежденного слоя мишени при элек-

тронно-микроскопическом анализе образцов после облучения.

Вместе с тем при бомбардировке материалов ионами средней энергии возрастают роль поверхности мишени как места стока вакансий и вследствие этого возможное влияние этой поверхности на размеры и плотность микропор. Отсюда возникает задача корректного определения эквивалентных доз ионного и нейтронного облучения.

Поступила в Редакцию 17/VIII 1975 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Cawthorne C., Fulton E. *«Nature»*, 1967, v. 216, p. 575.
2. Nolmes J., Brager H. *«Trans. Amer. Nucl. Soc.»*, 1968, v. 11, p. 479.
3. Brimhall J., Mastel B. *«J. Nucl. Mater.»*, 1969, v. 29, p. 123.
4. Mastel B., Brimhall J. *«J. Nucl. Mater.»*, 1968, v. 28, p. 115.
5. Wiffen E., Stiegler J. BNWL-870, 1968.
6. Chen C., Mastenbrock A., Elen J. *«Rad. Effects»*, 1972, v. 6, p. 127.
7. Mazey D., Menzinger F. *«J. Nucl. Mater.»*, 1973, v. 48, p. 15.
8. Johnston W. *«J. Nucl. Mater.»*, 1974, v. 54, p. 24.
9. Быков В. Н., Кротов В. И., Лебедев С. Я. В сб.: Вопросы атомной науки и техники. Сер. «Топливные и конструкционные материалы». Вып. 1. М., изд. ЦНИИатоминформ, 1974, с. 28.
10. Быков В. Н., Лебедев С. Я., Панин С. Д. Там же, с. 34.
11. Kulcinski G., Laidler J., Doren D. *«Rad. Effects»*, 1971, v. 7, p. 195.
12. Гусев В. М. и др. *«Приборы и техника эксперимента»*, 1967, т. 4, с. 19.
13. Аганова Н. П. и др. *«Изв. АН СССР, сер. физ.»*, 1974, т. 38, № 11, с. 2337.
14. Norgett H., Robinson B., Torrens J. Rep. CEA-R-4389, 1972.
15. Lindhard J., Scharff M., Schiftt H. *«Kgl. danske vid selskab. Mat.-fys. medd.»*, 1963, Bd 33, N 14.

УДК 621.039.531:620.193

Влияние реакторного облучения на склонность аустенитных сталей к межкристаллитной коррозии

ВОТИНОВ С. Н., КАЗЕННОВ Ю. И., БОГОЯВЛЕНСКИЙ В. Л., БЕЛОКОПЫТОВ В. С., КРЫЛОВ Е. А., КЛЕСТОВА Л. М., РЕВИЗНИКОВ Л. И.

Случаи преждевременного выхода из строя некоторых ответственных конструкций ядерных реакторов (оболочки твэлов, парогенераторы и др.) определяют актуальность межкри-

сталлитного коррозионного разрушения аустенитных нержавеющей сталей [1, 2]. Поэтому вопрос о роли реакторного облучения в возникновении склонности к межкристаллитной

Химический состав исследованных материалов

Марка	Содержание элементов, мас.%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Nb
08X18H10	0,08	0,39	1,28	0,009	0,016	17,7	9,36	—	—
09X16H15M3Б	0,06	0,44	0,48	0,006	0,014	16,49	14,79	3,38	0,48
06XH40Б	0,055	0,60	1,99	0,013	0,022	17,01	39,04	—	0,50

коррозии (МКК) аустенитных сталей 08X18H10, 09X16H15M3Б и 06XH40Б и их сварных соединений представляет большой практический и теоретический интерес.

Химический состав исследованных сталей указан в таблице.

Методика. Испытания проводили на образцах размером $50 \times 25 \times 1$ мм с поперечным сварным швом посередине. Образцы вырезали из аустенизированных (1050 °C, 30 мин) пластин толщиной 1 мм. Сварное соединение получали проплавлением пластин аргонодуговым методом с неплавящимся электродом. Свойства основного металла определяли на расстоянии не менее 15 мм от сварного шва.

Образцы облучали в канале реактора СМ-2 при температуре 70 °C флюенсом $3 \cdot 10^{20}$ нейтр./см² ($E \geq 1$ МэВ). Облученные и необлученные образцы подвергали провоцирующим изотермическим нагревам продолжительностью от 0,5 до 1000 ч в интервале температур 300—800 °C.

Испытания на склонность к межкристаллитной коррозии по методу АМ (ГОСТ 6032—58) проводили кипячением образцов в стандартном сернокислом растворе сульфата меди в присутствии медной стружки в течение 24 ч; по методу Д (ГОСТ 6032—58) — кипячением в 65%-ном растворе азотной кислоты в течение 48 и 96 ч. Склонность к МКК после кипячения определяли металлографическим или весовым методом. В последнем случае рассчитывали скорость коррозии в г/м²·ч.

Результаты и обсуждение. Из представленных на рис. 1 результатов испытаний по методу АМ следует, что облученные образцы стали 08H18H10 имеют более широкую температурно-временную область проявления склонности к МКК, чем необлученный материал. Склонность к коррозии по границам зерен после облучения проявлялась при более кратковременных выдержках в области низких температур и сохранялась при относительно длительных выдержках высоких температур. Хотя С-образные кривые построены по относительно ограничен-

ным экспериментальным данным, влияние облучения очевидно (см. рис. 1). Так, у облученных образцов межкристаллитная коррозия обнаружена уже после 1,5-часовой выдержки при 350 °C, тогда как на необлученной стали разрушение по границам зерен появлялось только через 100 ч при 400 °C. Восприимчивость к МКК в результате действия облучения увеличивалась и в области высоких температур.

Например, необлученная сталь после 50 ч нагрева при 800 °C выходила из области склонности к МКК, тогда как облученная продолжала подвергаться коррозии по границам зерен. Поскольку среди облученных образцов не оказалось устойчивых к МКК, С-образные кривые для них нанесены условно. Но область склонности к МКК облученного металла не может быть более узкой, чем на рис. 1, что показано стрелками. Подобная картина влияния облучения наблюдалась при исследовании металла сварного шва стали 08X18H10.

Влияние облучения установлено также испытаниями сплава 06XH40Б. Например, провоцирующий нагрев при 700 °C (5 ч) не приводил к межкристаллитной коррозии необлученных образцов, а на облученном материале отмечалась склонность к МКК после выдержки 1,5 ч при этой температуре.

Сталь 09X16H15M3Б и ее сварные швы оказались более стойкими против МКК при испы-

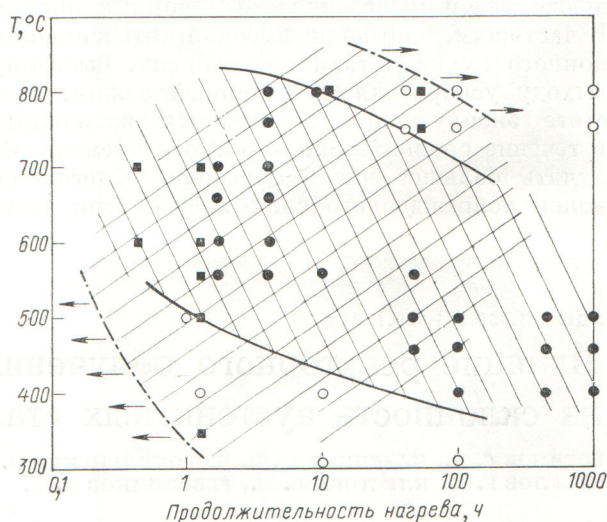


Рис. 1. Температурно-временные области склонности к МКК облученных (---) и необлученных (—) образцов стали 08X18H10 при испытании по методу АМ (ГОСТ 6032—58):

●, ○ — необлученные образцы при наличии и отсутствии МКК соответственно; ■ — облученные образцы при наличии МКК

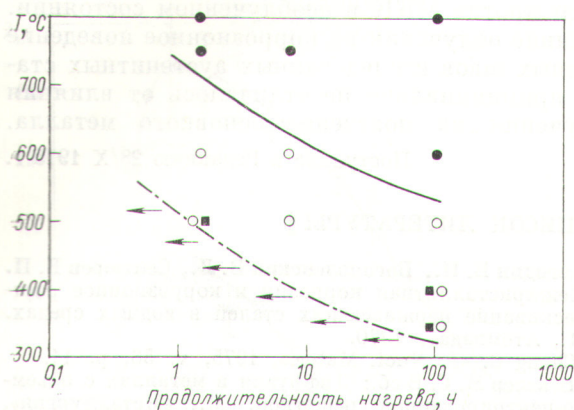


Рис. 2. Температурно-временные области склонности к МКК облученных и необлученных образцов стали 09X16H15M3Б (основной металл) при испытании по методу Д (ГОСТ 6032—58) (обозначения, как на рис. 1)

тании по методу АМ, чем стали 08X18H10 и 06XН40Б. В необлученном состоянии межкристаллитная коррозия не выявлялась после провоцирующих нагревов во всей исследованной температурно-временной области. Облучение привело к возникновению склонности к коррозии по границам зерен после провоцирующего нагрева при 400 и 750 °С (50 ч).

Испытания более чувствительным методом Д выявили склонность к МКК необлученных и облученных образцов стали 09X16H15M3Б. Как видно из рис. 2, граница области восприимчивости к коррозии по границам зерен у облученного материала заметно сдвинута в сторону более низких температур и времен по сравнению с необлученным.

Облучение не изменило характер и морфологию коррозии сталей. В основном металле и околосшовной зоне МКК проявлялась в растравливании границ зерен, сопровождавшемся при испытании по методу Д выпадением целых зерен. В металле шва вытраивались не только границы кристаллитов, но и границы кристаллизационных ячеек и дендритов, а также ликвационные зоны между осями дендритов второго порядка.

Результаты весовых измерений при испытании стали 09X16H15M3Б по методам АМ и Д представлены на рис. 3, откуда видно, что убыль массы больше у облученных образцов, причем это различие возрастает с уменьшением температуры нагрева.

Анализ полученных экспериментальных данных приводит к выводу, что реакторное облучение усиливает склонность аустенитных нержавеющих сталей и их сварных соединений к межкристаллитной коррозии, следствием чего является расширение температурно-временной области проявления МКК, особенно в сторону низких температур. Склонность к МКК у облученных материалов возникает при более кратковременных провоцирующих отпусках в более широком интервале температур.

Обнаруженный радиационный эффект, очевидно, следует связывать с известными явлениями повышения дефектности кристаллической решетки и увеличения скорости диффузионных процессов в материале вследствие облучения [3, 4], приводящими к более быстрому образованию по границам зерен участков с пониженной стойкостью в коррозионной среде. Сближение скоростей коррозии облученной и необлученной стали при температуре нагрева выше 600 °С связано, по-видимому, с отжигом радиационных дефектов.

Расширение области склонности к МКК необходимо принимать во внимание при оценке работоспособности конструкций из аустенитных сталей под облучением. Можно предположить, что под облучением ускоряется также развитие межкристаллитной коррозии за счет повышения

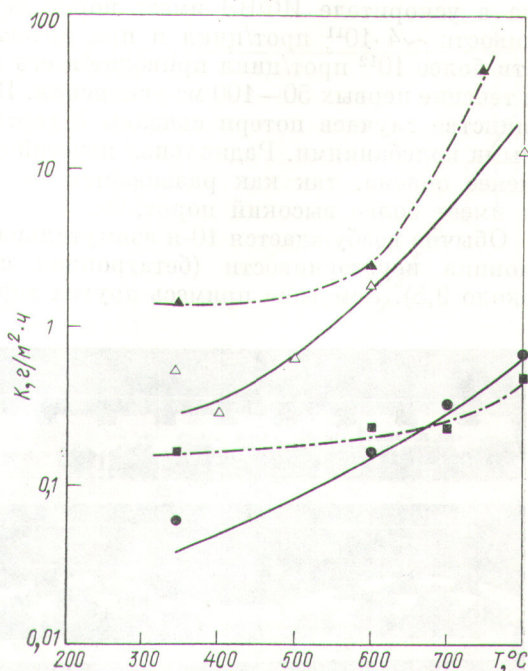


Рис. 3. Зависимость скорости коррозии облученной и необлученной стали 09X16H15M3Б от температуры провоцирующего нагрева (время выдержки 50 ч) при испытании по методам АМ (●, ■) и Д (△, ▲) (ГОСТ 6032—58):

▲, ■ — облученный металл; △, ● — необлученный

ния электрохимической реакционной способности нестойких зон по границам зерен и возрастания напряжения в этих участках при блокировании внутризеренных путей скольжения радиационными дефектами. Наличие механических напряжений и деформаций должно сказаться и на сокращении инкубационного периода до возникновения склонности к межкристаллитной коррозии.

Сравнение результатов испытаний по методу АМ сталей различного химического состава показывает, что сталь 09Х16Н15М3Б (обладающая более высокой стойкостью против МКК в необлученном состоянии, чем сталь 08Х18Н10 и сплав 06ХН40Б) сохранила лучшую устойчивость и после облучения. Это указывает на возможность предварительного отбора материалов для работы под облучением по их стой-

кости против МКК в необлученном состоянии. Влияние облучения на коррозионное поведение сварных швов исследованных аустенитных сталей принципиально не отличалось от влияния облучения на поведение основного металла.

Поступила в Редакцию 28/X 1975 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Погодин В. П., Богоявленский В. Л., Сентюров В. П. Межкристаллитная коррозия и коррозионное растрескивание нержавеющих сталей в водных средах. М., Атомиздат, 1970.
2. Cheng C. «J. Nucl. Mater.», 1975, т. 56, р. 11.
3. Векслер М. С. В сб.: Диффузия в металлах с объемно-центрированной решеткой. М., «Металлургия», 1969.
4. Вотинов С. Н. и др. В сб.: Радиационная физика твердого тела и реакторное материаловедение. М., Атомиздат, 1970.

УДК 621.384.612

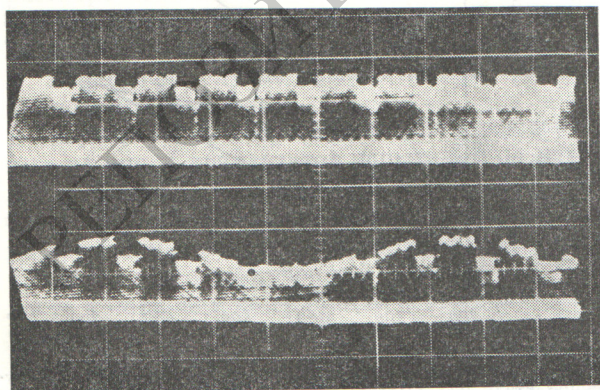
Когерентная неустойчивость пучка в ускорителе ИФВЭ

БАЛБЕКОВ В. И., ГЕРЦЕВ К. Ф.

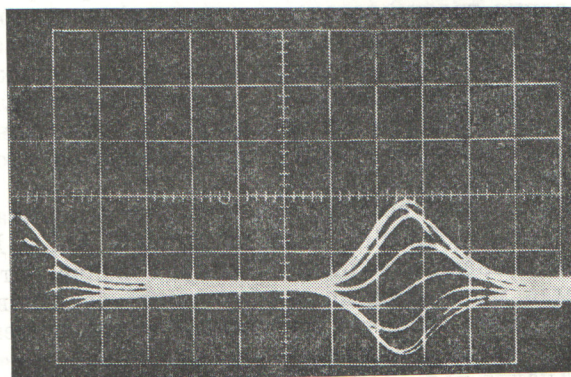
Поперечная когерентная неустойчивость пучка в ускорителе ИФВЭ имеет порог неустойчивости $\sim 4 \cdot 10^{11}$ прот/цикл и при интенсивности более 10^{12} прот/цикл приводит к его потере в течение первых 50—100 мс ускорения. В большинстве случаев потери связаны с вертикальными колебаниями. Радиальная неустойчивость менее опасна, так как развивается медленнее и имеет более высокий порог.

Обычно возбуждается 10-я азимутальная гармоника неустойчивости (бетатронная частота около 9,8). Заметная примесь других гармоник

наблюдалась при разбросе интенсивности сгустков, превышающем 10—20%. В этом случае обычно осциллирует только часть сгустков. Например, при ступенчатом заполнении оборота возбуждаются сгустки с одинаковой интенсивностью, в сумме содержащие большую часть пучка (рис. 1). Инкремент приблизительно пропорционален числу частиц, содержащихся в осциллирующих сгустках, поэтому увеличение числа «низких» сгустков может приводить к его возрастанию, несмотря на снижение общей интенсивности (при этом неподвижны «высокие»



Р и с. 1. Суммовый и разностный сигналы с датчика вертикального положения пучка при ступенчатом заполнении оборота



Р и с. 2. Вертикальные колебания сгустка при $p \frac{dQ}{dP} = -6$