

## ЛИТЕРАТУРА

1. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. - Л.: Судостроение, 1972. - 288 с.
2. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов. - Челябинск : Металлургия, 1988. - 656 с.
3. Горынин И.В., Курсевич И.П., Паршин А.М. В кн.: Жаропрочность и жаростойкость металлических материалов. - М.: Наука, 1976. - С. 167-171.
4. Орлов А.Н. Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. - М.: Металлургия, 1980. - 154 с.
5. Паршин А.М. Структура и радиационное распухание сталей и сплавов. - М.: Энергоатомиздат, 1983. - С. 56.
6. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. Радиационные дефекты и распухание металлов. - Киев: Наукова Думка, 1988. - 293 с.
7. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1986. - 224 с.
8. Паршин А.М., Неклюдов И.М., Гуляев Б.Б., Камышанченко Н.В., Пряхин Е.И. Структура и свойства сплавов / Под ред. засл. деят. науки и техники РФ, проф. А.М.Паршина и проф. И.М.Неклюдова. - М.: Металлургия, 1993. - 318 с.

## ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НЕЙТРОНАМИ

О.В. Бородин,  
В.В. Брык,  
В.Н. Воеводин,  
И.М. Неклюдов  
(ННЦХ ФТИ)

Стали типа 15/14, 18/10 и др., применяемые в качестве конструктивных материалов активной зоны, при флюенсе нейтронов  $(3-5) \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$ , характерно для работы имеющихся и проектируемых реакторов на быстрых нейтронах и термоядерных установок, подвергаются необратимым структурно-фазовым изменениям, приводящим, в частности, к радиационному распуханию.

Полученные в работе данные и результаты других исследований демонстрируют очевидную связь между структурно-фазовым состоянием облучаемого материала и его радиационной стойкостью [1].

Ключевым вопросом эволюции радиационно-индуцированной микроструктуры является различие в поглощении межузельных атомов и вакансий на различных типах стоков, что приводит к кооперативному раз-

виту всех микроструктурных компонентов облучаемого материала.

С точки зрения радиационного распухания, именно структурно-фазовое состояние материала в процессе облучения определяет динамический баланс точечных дефектов, избежавших рекомбинации, и, соответственно, величину распухания, распределение и параметры пористости.

В данной работе приведены результаты электронномикроскопического и рентгеноспектрального анализов дефектной структуры облученных нейтронами сталей X16H15M3B и X18H10T.

В облученных образцах присутствуют поры без выделений, а также комплексы пора - выделение и выделения, не имеющие отношения к порам, что связано с большим содержанием аустенитообразующих элементов, в частности, никеля. Основными элементами микроструктуры являются карбонитриды ниобия, дислокации, дефекты упаковки и двойники отжига.

#### Облученные структуры

Структура облученных образцов характеризуется наличием дислокаций, вакансионных пор и выделений вторых фаз.

#### X18H10T.

Дислокационная структура. При всех исследованных значениях температуры и дозы облучения в образцах наблюдалась дислокационная сетка (табл.1).

Таблица 1. Изменение плотности дислокаций в стали X18H10T по высоте чехла

Параметр	Z, mm					
	-150	-50	50	150	200	300
Доза, с.н.а.	54	68	66	54	40	11
T <sub>обл</sub> , °C	360	430	500	560	580	600
Плотность дислокаций 10 <sup>14</sup> м <sup>-2</sup>	6,3	5,4	4,2	2,7	1,4	1,2

Наряду с дислокационной сеткой, образованной из полных дислокаций вида  $a/2\langle 110 \rangle$ , при низкой температуре ( $<430^\circ\text{C}$ ) наблюдались изолированные дефектные петли Франка с вектором Бюргерса вида  $a/3\langle 111 \rangle$ .

При температуре облучения выше  $580^\circ\text{C}$  значительная часть дислокаций, составляющих сетку, представляет собой частичные дислокации Шокли, образующиеся из полных дислокаций  $a/2\langle 110 \rangle$  по реакции  $a/2\langle 110 \rangle = a/6\langle 210 \rangle + a/6\langle 120 \rangle$ . При более низкой температуре такая дислокационная реакция не происходит.

Структура пор. Основные параметры пористости представлены в табл. 2.

Таблица 2. Параметры радиационной пористости в стали X18H10T по высоте чехла

N	T <sub>обл.</sub> , °C	Доза, с.н.а.	Средний диаметр, нм	d <sub>min</sub> , nm	d <sub>max</sub> , nm	Концентрация, 10 <sup>20</sup> м <sup>-3</sup>	Массовая доля, %
1	360	54	28,1	4	80	19,6	3,3
2	430	68	38,9	8	100	14,5	9,2
3	500	66	90,2	20	200	5	32,3
4	560	54	100,2	18	260	3,5	31,5
5	580	40	137,4	30	300	1,4	23
6	600	11	121,1	28	208	0,7	8,2

Облучение при 580-600 °C ведет к образованию в образцах вакансионных пор двух разновидностей: в форме куба, ограниченного плоскостями {100}, и традиционной для распухающей аустенитной хромоникелевой стали форме октаэдра, усеченного по плоскостям {100}. Характерно, что поры кубической формы не связаны с выделениями вторых фаз, а октаэдрические поры, как правило, обнаруживаются в комплексе с выделениями вторых фаз.

Выделения. Несмотря на большой объем исследований структурно-фазового состояния облученной стали X18H10T, полная идентификация обнаруживаемых выделений вторых фаз так и не проведена. Используемые электронографический и микрорентгеноспектральный анализы показали, что при различии в размерах и морфологии фаз большинство из них в случае облучения при 500-600°C представляет собой выделения G-фазы. В теле зерна при T = 580-600°C наблюдаются мелкие (3-5 нм) монокарбиды титана. В отдельных участках образцов обнаружены крупные первичные карбонитриды титана и зерна δ-феррита.

Основные параметры выделений представлены в табл.3.

Таблица 3. Параметры выделений в облученной стали X18H10T

N	T <sub>обл.</sub> , °C	Доза, с.н.а.	Средний диаметр, нм	d <sub>min</sub> , nm	d <sub>max</sub> , nm	Концентрация, 10 <sup>20</sup> м <sup>-3</sup>	Массовая доля, %
1	360	54	8,6	4	64	63,2	0,65
2	430	68	15,5	8	80	45,1	0,86
3	500	66	23,5	8	64	9,3	1,0
4	560	54	46,0	12	180	3,8	4,0
5	580	40	63,0	12	200	1,7	5,0
6	600	11	56,0	12	200	1,4	2,9

элементом микроструктуры являются совершенные дислокационные петли средним размером 25 нм, равномерно распределенные по телу зерна. При температурах  $>400^{\circ}\text{C}$  наблюдается развитая дислокационная сетка с плотностью дислокаций  $5.1 \cdot 10^8 \text{ м}^{-2}$  при  $455^{\circ}\text{C}$  и уменьшающаяся с увеличением температуры до  $1.7 \cdot 10^8 \text{ м}^{-2}$  при  $600^{\circ}\text{C}$ . При температуре  $600^{\circ}\text{C}$  наблюдаются дефектные петли Франка.

Структура пор. Основные параметры пористости представлены в табл.5.

Таблица 5. Параметры радиационной пористости оболочки из стали X16H15M3B

N	$T_{\text{обл.}}, ^{\circ}\text{C}$	Доза, с.н.а.	Средний диаметр, нм	$d_{\text{min}}, \text{нм}$	$d_{\text{max}}, \text{нм}$	Концентрация, $10^{20} \text{ м}^{-3}$	Массовая доля, %
7	385	35	-	-	-	-	0
8	455	48	133	15	39	23,8	3,4
9	490	66	49,5	21,5	70	47,4	10,3
10	525	54	49	19,3	71,5	55,1	12,6
11	555	40	86,4	31,2	102	63,2	15,1
12	580	11	95	61,5	113,4	41,1	7,2
13	600	7	44,5	11,7	73,5	14,5	4,5

Структура пор в стали X16H15M3B подобна структуре X18H10T. При температуре ниже  $400^{\circ}\text{C}$  поры не наблюдались.

Выделения. Фазовый состав в стали X16H15M3B существенно шире, чем в стали X18H10T. При температурах  $>500^{\circ}\text{C}$ , кроме G и MX, наблюдалась фаза Лавеса, преимущественно на границах зерен, и незначительное число  $\gamma'$ -фазы. Изменение состава выделений G и MX, в зависимости от морфологии и происхождения фаз, подобно тому, что наблюдалось для стали X18H10T(табл.6.) Не наблюдается какой-либо закономерности в распределении пор и выделений: имеются как отдельные поры и выделения G-фазы, так и комплексы пора - выделение. Это свидетельствует о том, что поры и выделения фазы зарождаются независимо, и только в процессе роста под облучением образуются комплексы.

Существенной особенностью дислокационной структуры является образование расщепленных дислокаций при  $580-600^{\circ}\text{C}$ . Возникающая во время облучения сегрегация примесных атомов на дислокации приводит к локальному понижению энергии дефекта упаковки, вследствие чего происходит рождение частичных дислокаций вида  $\langle 210 \rangle$ .

Таблица 6. Химический состав фаз в облученной стали X16H15MB3B

Фаза	T <sub>обл.</sub> , °C	Массовая доля, %						
		Si	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	
MX	-	0,3 0-0,8	-	1 0,5-2	0,5 0-1	88 87-89	0,6 0-1	
MX	455	2 1-3	5 3,5-8	10 5-16	9 6-11	62 54-70	3,5 1,5-5	≤0,5 mm
MX	525	2 0,5-2,5	7 5-11	10 1-20	10 5-16	70 47-80	1 0-2	≤0,5 mm
MX	525	0,5 0-1	1 0-2	4 1,5-6,5	2,5 2-3	85 80-90	3 1,5-5	≥0,5 mm
MX	555	3 2-4	4 3-6	10 6-16	14 12-16	68 63-73	4 2,5-5,5	≤0,5 mm
MX	555	1 0,5-2	2,5 0-4	5 1-11	7 1-16	77 65-91	2 1,5-3	≥0,5 mm
G	455	10,6 9-12	13,5 12-14,5	19 9-25	35 34-37	9,2 9-10	7 6-7,3	
G	525	10,5 10-12	11,5 9-13,5	18 13-21	44 41-49	10 9-10,5	5,5 3-7	-//-
G	555	10 9-11	8,5 7,5-9	21 20-22	40 39-42	14,7 12-15	5,3 4-7	-//-
G	455	15 11-16	7 5-8	9 8-14	55 50-59	8 6-9	6 4-8	on GB
G	525	13 12-13,5	5,5 5-6,5	8 7,5-10	57 55-60	10 8,5-11	5 2-8	-//-

Примечание: Верхняя строка - среднее содержание.  
Нижняя строка - наблюдаемый разброс.

Таким образом, при облучении нейтронами стали X18H10T и X16H15M3B наблюдаются процессы зарождения и эволюции дислокаций, вакансионных пор, силицидов и карбонитридов MX. При этом не существует заметной связи между зарождением пор и выделений. Основ-

ной радиационно-индуцированной фазой в интервале 500-600°C является G-фаза. Ее состав определяется парциальными коэффициентами диффузии элементов, образующих выделение при данной температуре. В процессе облучения первичные карбонитриды MX обогащаются никелем и кремнием. Сегрегация примесных атомов на дислокации и образование атмосфер этих атомов при  $T = 580-600^\circ\text{C}$  приводят к локальному понижению энергии дефекта упаковки, вследствие чего полные дислокации расщепляются на дислокации Шокли.

Несмотря на разнообразие экспериментальных данных, описанных выше, можно выделить 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 [2]. 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 [3,4]), скорость роста некогерентного выделения изменяется. Для бинарного сплава условие устойчивости некогерентного выделения удобно сформулировать, введя понятие радиационно-модифицированной некогерентной растворимости [5]. 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 [5]. 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 эле-

менты, 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.

G-фаза имеет решетку изоморфную матричной, но межфазная граница не является полностью когерентной. Благодаря сегрегации компонентов стали к частично некогерентной границе в окрестности выделения поддерживается такой локальный состав матрицы, при котором G-фаза устойчива.

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 [3]

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М. ВАНТ. сер. ФРПиРМ, 1984. Вып. 1-2 (29-30). - С. 6-76.
2. Бакай А.С., Туркин А.А, Туркин Ю.А. ФММ, 1990. - С.67.
3. Marwick A.D. J. Phys. F: Metal. Phys. 8 (1978), 1849.
4. Wiedersich H., Okamoto P.R. and Lam N.Q.J. Nucl. Mater. 8 (1979) 98.
5. Bakai A.S. and Turkin A.A. J. Nucl. Mater. 152 (1988) 331.

#### МАТЕРИАЛЫ С ЗАДАННОЙ РЕАКЦИЕЙ НА ВНЕШНЕЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ (“МЫСЛЯЩИЕ МАТЕРИАЛЫ”)

В.Ф.Зеленский, И.М.Неклюдов,  
Т.П.Черняева (ННЦ ХФТИ),  
Н.В.Камышанченко (БГПУ),  
А.М.Паршин (СПбГТУ)

Выбор конструкционных материалов осуществляется, в основном, по исходным данным их сопротивления внешним механическим, тепловым, радиационным, электромагнитным воздействиям. Время и условия эксплуатации конструкционных материалов, как правило, приводят к деградации их исходных свойств, к потере ресурса работоспособности изделий и конструкций из них.

Анализ большого объема данных по различным способам повышения устойчивости конструкционных материалов к внешним воздействиям эволюции, структурно-фазового состояния и физико-механических свойств их позволяет выделить особый класс имеющихся и определить возможности создания новых сталей, сплавов, соединений, которые бы в условиях эксплуатации совершенствовались или изменялись в необходимом