

ОЦЕНКА ВКЛАДА РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ И ПРЕЦИПИТАТОВ В РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОРПУСНОГО МЕТАЛЛА РЕАКТОРОВ ВВЭР-440 И ВВЭР-1000

С.А. Котречко¹, Н.Н. Стеценко^{1*}, М.В. Озерский¹, В.И. Дубинко²,
А.Е. Волков³, В.А. Бородин³

¹Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина;

²НИЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина;

³НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

*E-mail: nstetsenko@yahoo.com; тел. +38(050)311-11-37

Для корпусного металла (основной металл и металл сварного шва) реакторов типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 разделен вклад в общее радиационное упрочнение двух его составляющих, а именно: упрочнения, создаваемого радиационно-индуцированными дислокационными петлями, и упрочнения, обусловленного выделениями (преципитатами). Установлены интервалы доз облучения, для которых преобладает первая или вторая составляющая радиационного упрочнения.

ВВЕДЕНИЕ

Одним из основных факторов, определяющих ресурс корпуса реактора, является радиационное упрочнение корпусного металла. Применительно к корпусному металлу (основной металл – ОМ и металл сварного шва – МШ) реакторов типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 принято рассматривать две основные составляющие радиационного упрочнения, а именно: (i) упрочнение, обусловленное радиационно-индуцированными выделениями (преципитатами) (precipitate-induced hardening) и (ii) упрочнение, вызванное кластерами собственных точечных дефектов, в том числе и радиационно-индуцированными дислокационными петлями (damage-induced hardening) [1-5].

Образование преципитатов связано с диффузией растворенных в корпусном металле химических элементов, усиленной радиационным облучением, и их последующей кластеризацией. Для энергетических реакторов немаловажную роль играет длительное тепловое воздействие на металл, которое также способствует росту преципитатов. В общем случае, существенное влияние на размеры и концентрацию преципитатов оказывают такие элементы, как Ni, Mn, Si [3, 4]. Медь тоже стимулирует рост преципитатов при ее концентрации в сплаве порядка 0.1...0.3 % и выше [2].

Что касается второй составляющей радиационного упрочнения, то обычно ее связывают с экспериментально наблюдаемыми в облученном металле дислокационными петлями [3-5]. Согласно результатам компьютерного моделирования дислокационные кластеры, имеющие размер, меньший, чем 2...3 нм, дают вклад в радиационное упрочнение корпусного металла [6].

Попытки разделения вкладов дислокационных петель и преципитатов в радиационное упрочнение предпринимались во многих работах, начиная с классических работ Фишера [7], однако они носят оценочный характер [3-5]. Поэтому на сегодняшний день для корпусного металла реакторов ВВЭР-440 и

ВВЭР-1000 нет четко установленных интервалов, где превалирует тот или иной механизм радиационного упрочнения. Отсутствуют данные относительно соотношения вкладов этих составляющих в радиационное упрочнение. Обычно авторы ограничиваются лишь оценками этих значений.

Цель работы заключается в том, чтобы установить соотношение вкладов дислокационных петель и преципитатов в радиационное упрочнение корпусного металла как реакторов ВВЭР-440, так и ВВЭР-1000 в широком интервале доз облучения.

1. АНАЛИЗ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

В работах [4, 5] приведены данные как по радиационному упрочнению корпусного металла реакторов типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, так и по радиационным дефектам, возникающим в широком интервале доз облучений, что позволяет использовать эти данные для решения поставленной в настоящей работе задачи (табл. 1). В то же время характерной особенностью приведенных в [4, 5] зависимостей прироста величины предела текучести от значения флюенса является значительный разброс экспериментальных данных. Как показывает анализ этих данных, одной из причин такого разброса для корпусного металла ВВЭР-1000 являются разные значения плотности потока нейтронов при облучении. В связи с этим, для количественного анализа экспериментальных данных в настоящей работе использовалась процедура *аппроксимации*. С этой целью применялась общепринятая степенная аппроксимация зависимостей прироста прочности от величины флюенса:

$$\Delta\sigma_Y = B_h \left(\frac{\Phi}{10^{22}} \right)^m, \quad (1)$$

где B_h – коэффициент, m – показатель деформационного упрочнения корпусного металла и Φ – флюенс в единицах нейтр./м².

Для корпусного металла типичные значения m лежат в интервале значений [0.33...0.5] [7, 8]. В нашем случае наилучшая аппроксимация для ОМ и МШ ВВЭР-1000 была получена при $m=0.5$; для ОМ ВВЭР-440 – при $m=0.5$ и МШ для этого типа реактора – при $m=0.33$. На рис. 1 возможность аппроксимации зависимостью (1) показана на примере ОМ.

Упрочнение описывалось общеизвестной зависимостью Орована, согласно которой прирост предела текучести $\Delta\sigma_Y$ равен приложенному напряжению, требуемому для продвижения дислокаций через поле препятствий (дислокационных стопоров), расстояние между которыми L :

$$\Delta\sigma_Y = \frac{\alpha Gb}{L}, \quad (2)$$

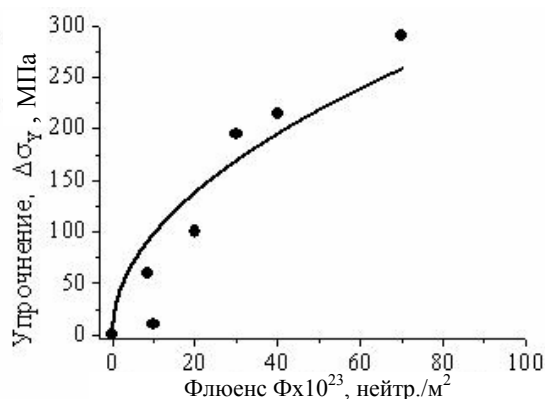
где $G \approx 8.4 \cdot 10^4$ МПа – модуль сдвига, $b \approx 2.5 \cdot 10^{-10}$ м – вектор Бюргера движущейся дислокации (имеющей величину, сопоставимую с параметром кристаллической решетки стали, ~ 0.25 нм) и α – численный коэффициент.

Для локальных стопоров, средний диаметр d которых много меньше L , зависимость (2) сводится к виду:

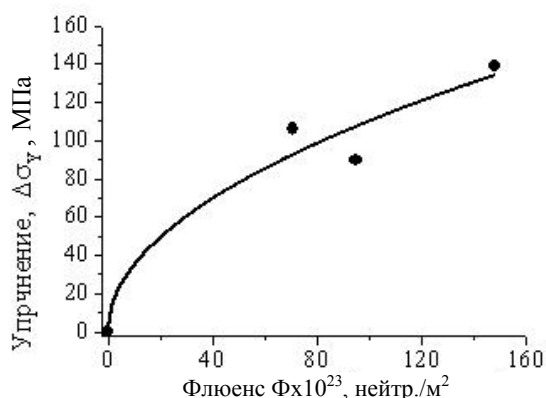
$$\Delta\sigma_Y = \alpha Gb\sqrt{N \cdot d}, \quad (3)$$

где N – плотность стопоров в единице объема.

Наиболее существенными дислокационными стопорами в корпусных сталях в условиях облучения принято считать радиационно-индуцированные дислокационные петли (ДП) и фазовые выделения (преципитаты). Суммарное упрочнение является результатом взаимодействия движущихся дислокаций с обоими типами дефектов. При оценке его величины необходимо определиться с законом суммирования вкладов этих двух составляющих. В настоящее время используются две крайние оценки суммарного вклада в упрочнение. Это определение суммарного упрочнения путем сложения значений квадратов составляющих [9] и использование линейной суперпозиции [2]. В работе [2] была сделана попытка экспериментального обоснования целесообразности использования линейной суперпозиции при суммировании вклада в упрочнение преципитатов и дислокационных петель. В данной работе использовались обе оценки, что позволило определить, насколько существенно влияет закон суммирования на конечный результат для рассматриваемого корпусного металла и исследуемых доз облучения.



а – ВВЭР-440, ОМ
 $V_h=30.8$ МПа, $m=0.5$



б – ВВЭР-1000, ОМ
 $V_h=11$ МПа, $m=0.5$

Рис. 1. Аппроксимация экспериментальных данных по радиационному упрочнению реакторных сталей:

- – экспериментальные данные ([4, 5]);
- – аппроксимационная кривая (формула (1))

2. РАЗДЕЛЕНИЕ ВКЛАДОВ ДП И ПРЕЦИПИТАТОВ В УПРОЧНЕНИЕ

При определении барьерного эффекта радиационно-индуцированных дефектов использовали уточненную (полную) зависимость Орована [10], которая отличается от общепринятой тем, что коэффициент α сам по себе не является константой, а зависит от диаметров и объемной плотности частиц-барьеров в матрице:

$$\alpha = \alpha_0 \cdot 0.85M \frac{F}{\pi} \ln \left(\frac{1}{2b\sqrt{N \times d}} \right), \quad (4)$$

где $M = 2.75$ – фактор Тейлора для ОЦК-решетки; $F = 1.25$ характеризует тип дислокации; 0.85 – статистический коэффициент, учитывающий случай-

ный характер распределения расстояний между частицами; α_0 – коэффициент, характеризующий эффективность дефектов определенного типа, как стопоров дислокаций. Конкретные величины α_0 определяются особенностями взаимодействия скользящих дислокаций с барьерами разных типов и, как правило, зависят от конкретного типа барьера.

Величину упрочнения $\Delta\sigma_Y$ для стопоров одного и того же типа (i) удобно представить в виде произведения численного фактора $\alpha_{0i} \cdot 0.85M \frac{F}{\pi}$ и структурной функции $f(N_i \times d_i)$, значение которой зависит только от размеров и объемной плотности радиационных дефектов. Полезность предложенной

функции заключается в том, что она показывает, какой вид должна иметь зависимость радиационного упрочнения при условии, что $\alpha_0 = 1.0$, т.е. когда все петли или преципитаты выступают как стопоры на пути движения дислокации:

$$f(N_i \times d_i) = \ln \left(\frac{1}{2b\sqrt{N_i \times d_i}} \right) \sqrt{N_i \times d_i} \quad (5)$$

Примеры структурной функции для преципитатов ($i=1$) и дислокационных петель ($i=2$), рассчитанные на основе экспериментальных данных для ОМ ВВЭР-440 из табл. 1, показаны на рис. 2. Из рисунка очевидно, что характер изменения структурной функции в зависимости от величины флюенса для ДП (см. рис. 2,а) хорошо согласуется с типичным экспериментальным изменением радиационного упрочнения (см. рис. 1,а). Обе эти зависимости являются монотонно возрастающими функциями, в отличие от структурной функции для преципитатов,

которая имеет ярко выраженный максимум. Сопоставление вида экспериментальной кривой радиационного упрочнения и кривой для структурной функции и преципитатов служит указанием на то, что основной вклад в радиационное упрочнение должны давать ДП.

Как отмечалось выше, при оценке вклада преципитатов и ДП в радиационное упрочнение использовались как линейная, так и квадратическая суперпозиция.

В случае суммирования квадратов напряжений

$$\Delta\sigma_Y = \sqrt{\Delta\sigma_1^2 + \Delta\sigma_2^2} \quad (6)$$

где $\Delta\sigma_1$ – упрочнение за счет преципитатов; $\Delta\sigma_2$ – упрочнение дислокационными петлями.

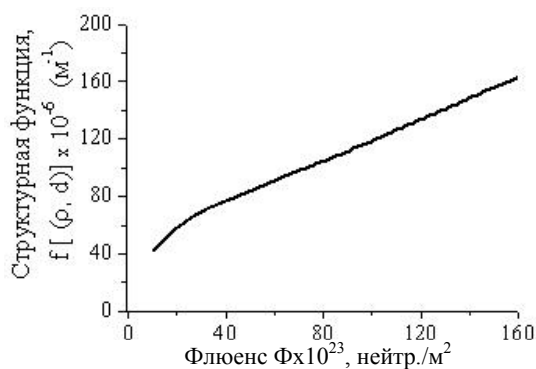
Процедура количественного определения величины α_0 для каждого типа дефектов заключалась в следующем.

Таблица 1

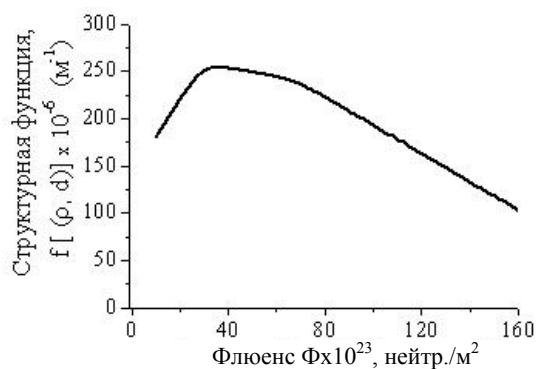
Параметры радиационно-индуцированных дефектов по [4, 5]

№	F, 10 ²³ нейтр./м ²	Плотность ДП, 10 ²¹ м ⁻³	Диаметр ДП, нм	Объемная плотность дисковидных преципитатов, 10 ²¹ м ⁻³	Диаметр дисковидных преципитатов, нм	Объемная плотность глобулярных преципитатов, 10 ²¹ м ⁻³	Диаметр глобулярных преципитатов, нм
ВВЭР-440, ОМ (P=0.012 %, Cu= 0.11 %)							
1	10	9...10	5...7	5...6	17...20	800...900	2,5...3
2	30	20...30	7...9	5...6	16...18	1600...1800	3,5...4
3	66	30...40	3.5...4.5	6...8	16...18	1700...1900	2,5...3,5
4	80	50...70	8...10	4...5	15...17	800...1100	4...5
5	168	110...130	15...18	2...3	12...15	60...70	5...7
ВВЭР-440, МШ (P=0.027 %, Cu=0.04 %)							
6	8,6	8...9	4...6	20...30	17...19	700...800	2...3
7	30	30...40	5...6	30...40	15...17	2000...2500	2,5...3,0
8	60	50...70	7...8	40...50	14...16	1000...1500	3...4
9	189	90...120	12...15	60...80	10...12	50...70	5...6
ВВЭР-1000, ОМ (Ni=1.34 %, Mn= 0.47 %, Si=0.29 %)							
10	7,7	5...6	4...5	3...5	15...20	80...100	2...3
11	9,4	7...8	4...5	3...5	15...20	100...200	2...3
12	14,7	10...20	4...5	4...6	10...15	200...300	3...4
ВВЭР-1000, МШ (Ni=1.77 %, Mn= 0.74 %, Si=0.26 %)							
13	3,1	5...6	4...5	-	-	70...90	2...3
14	5,2	6...7	4...5	-	-	200...400	2...3
15	6,5	10...20	5...6	-	-	300...500	3...4
16	11,6	400...600	6...8	-	-	700...800	3...5

Примечание. При оценке вклада преципитатов в радиационное упрочнение учитывался вклад только глобулярных преципитатов, так как их плотность на один–два порядка больше плотности дискообразных преципитатов (там, где они присутствуют).



а – дислокационные петли



б – преципитаты

Рис. 2. Структурные функции для ВВЭР-440, ОМ

С учетом (4), (5) и значений констант М и F зависимость (6) можно представить следующим образом:

$$\Delta\sigma_Y = 0.93Gb\sqrt{\alpha_{01}^2 \cdot f^2(N_1 \times d_1) + \alpha_{02}^2 \cdot f^2(N_2 \times d_2)}. \quad (7)$$

Для определения величины коэффициентов α_{01} и α_{02} использовались два экспериментальных значения упрочнения при разных флюенсах. Эти значения выбирались так – одно в области *малых* значений флюенса, другое в области *больших* флюенсов.

Записав выражение (7) для двух (I, II) экспериментальных значений $\Delta\sigma_Y$ и возведя обе его части в квадрат, получим систему двух уравнений относительно α_{0i}^2 , где коэффициентами при неизвестных будут $f^2(\rho_i \cdot d_i)$, вычисленные при тех же значениях флюенса, что и экспериментальные значения упрочнения:

$$\left(\frac{\Delta\sigma_{Y_I}^{\text{эксп}}}{0.93Gb}\right)^2 = \alpha_{01}^2 [f^2(N_1 \times d_1)]_I + \alpha_{02}^2 [f^2(N_2 \times d_2)]_I, \quad (8)$$

$$\left(\frac{\Delta\sigma_{Y_{II}}^{\text{эксп}}}{0.93Gb}\right)^2 = \alpha_{01}^2 [f^2(N_1 \times d_1)]_{II} + \alpha_{02}^2 [f^2(N_2 \times d_2)]_{II}. \quad (9)$$

Следует подчеркнуть, что из-за недостаточного количества экспериментальных данных по упрочнению (имеется в виду, что значения упрочнения определялись для меньшего количества значений флюенса, чем параметры структуры – размера и плотности) и большого их разброса под экспериментальными данными в расчетах подразумевались значения аппроксимирующей кривой (см. рис. 1).

Аналогичным образом можно записать систему уравнений для определения значений α_{0i} при линейном суммировании:

$$\frac{\Delta\sigma_{Y_I}^{\text{эксп}}}{0.93Gb} = \alpha_{01} \cdot [f(N_1 \times d_1)]_I + \alpha_{02} \cdot [f(N_2 \times d_2)]_I, \quad (10)$$

$$\frac{\Delta\sigma_{Y_{II}}^{\text{эксп}}}{0.93Gb} = \alpha_{01} \cdot [f(N_1 \times d_1)]_{II} + \alpha_{02} \cdot [f(N_2 \times d_2)]_{II}. \quad (11)$$

Решение систем уравнений (8)–(9) и (10)–(11) для экспериментальных значений упрочнения, диаметров и плотностей радиационных дефектов позволи-

ло определить значения коэффициентов α_{01} и α_{02} , характеризующих барьерный эффект этих дефектов (табл. 2). Согласно данным табл. 2, значение α_0 для преципитатов значительно ниже, чем для ДП, независимо от способа суммирования упрочнений от ДП и преципитатов.

Таблица 2

Значения коэффициента α_0

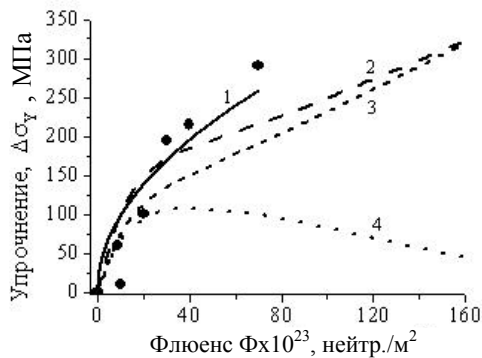
Материал	Преципитаты, α_{01}		ДП, α_{02}	
	квадр.	лин.	квадр.	лин.
ВВЭР-440, ОМ	0.022	0.010	0.100	0.090
ВВЭР-440, МШ	0.022	0.012	0.084	0.074
ВВЭР-1000, ОМ	0.014	0.020	0.150	0.100
ВВЭР-1000, МШ	0.035	0.010	0.140	0.100

Полученные значения α_0 позволили построить зависимости прироста прочности от флюенса, обусловленного барьерным эффектом радиационно-индуцированных ДП и преципитатов (рис. 3, 4).

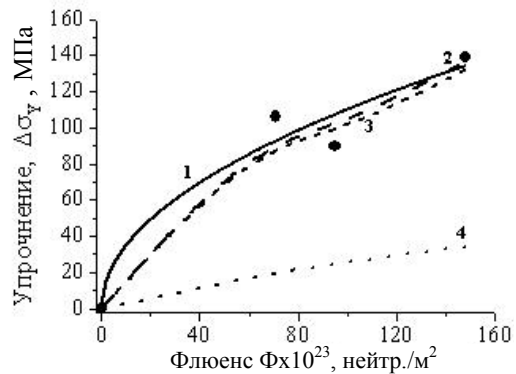
Согласно полученным результатам, значения α_0 как для ДП, так и преципитатов практически не зависят от химического состава корпусного металла. Полученный интервал вариации значений этого коэффициента, скорее всего, обусловлен как значительным разбросом экспериментальных данных, так и приближенностью модели. Необходимо отметить, что величины α_0 для ДП и преципитатов отличаются практически на порядок. Это означает, что при одинаковом значении произведения $N \times d$ преципитаты дают меньший вклад в радиационное упрочнение, нежели дислокации, т.е. их барьерный эффект более слабый, по сравнению с дислокационными петлями. Качественно это согласуется с представлениями, изложенными в работах [3, 5], где использовалось упрощенное выражение Орована. Высокая эффективность ДП как стопоров для скольжения дислокаций подтверждается и рядом теоретических расчетов с использованием метода молекулярной динамики [11, 12].

Сопоставление характера зависимостей прироста прочности, обусловленной ДП и преципитатами, показывает принципиальное отличие в закономерностях изменения $\Delta\sigma_Y$ с ростом флюенса для этих двух типов стопоров. В случае упрочнения ДП значение $\Delta\sigma_Y$ монотонно возрастает с ростом флюенса, в то время как для упрочнения, обусловленного преципитатами, изменение $\Delta\sigma_Y$ характеризуется явно немонотонной зависимостью с наличием максимума. Согласно данным, приведенным в табл. 1 и на рис. 1.б, это обусловлено немонотонным характером изменения объемной плотности преципитатов с ростом флюенса.

Для корпусного металла реактора ВВЭР-1000 такой максимум упрочнения, связанного с преципитатами, отсутствует, что обусловлено *монотонным ростом* как диаметров преципитатов, так и их *объемной плотности* в интервале флюенсов до $\sim 100 \cdot 10^{23}$ нейтр./м² (см. табл. 1). Отсутствие максимума на зависимости объемной плотности преципитатов от флюенса для корпусного металла ВВЭР-1000 может быть связано как с меньшими, почти на порядок, дозами облучения, так и с меньшей плотностью преципитатов в корпусной стали ВВЭР-1000 по сравнению с ВВЭР-440 при одинаковых дозах облучения. Аналогичный факт установлен и в [14].

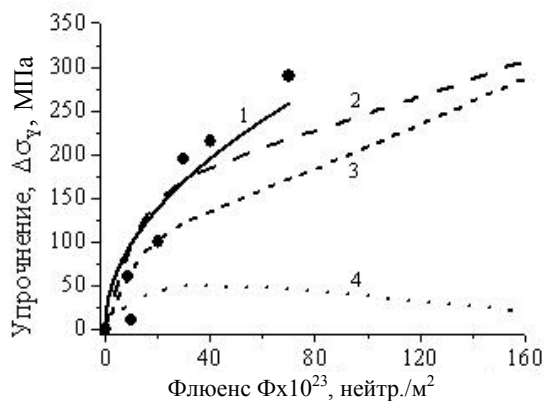


а – ВВЭР-440, ОМ

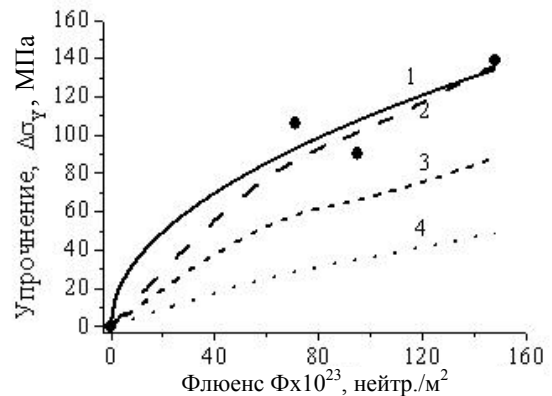


б – ВВЭР-1000, ОМ

Рис. 3. Разделение вклада ДП и преципитатов в радиационное упрочнение реакторных сталей: ● – экспериментальные данные ([4, 5]); 1 – экспериментальная (аппроксимационная) кривая (—); 2 – расчетная кривая $\Delta\sigma_Y$ (по (б)) (— —); 3 – упрочнение, обусловленное ДП $\Delta\sigma_2$ (- - - -); 4 – упрочнение, обусловленное преципитатами $\Delta\sigma_1$ (.....) (квадратическая суперпозиция)



а – ВВЭР - 440, ОМ



б – ВВЭР - 1000, ОМ

Рис. 4. Разделение вклада ДП и преципитатов в радиационное упрочнение реакторных сталей (линейное суммирование), обозначения, аналогичные обозначениям на рис. 3, только вместо формулы (б) – $\Delta\sigma_Y = \Delta\sigma_1 + \Delta\sigma_2$

Приведенный на рис. 3,а и 4,а характер изменения упрочнения, обусловленного преципитатами, присущ не только рассмотренному в статье конкретному корпусному металлу, а является характерной особенностью корпусной стали 15Х2МФА и металла ее сварного шва Св-10ХМФТ. Так, анализ приведенных в [3] экспериментальных данных для этой марки стали, но *другой плавки*, отличающейся содержанием меди и фосфора, *также* показывает

существование максимума на «преципитатной» составляющей упрочнения, *но* при величине флюенса порядка $\sim 10 \cdot 10^{23}$ нейтр./м², а не $\sim 40 \cdot 10^{23}$ нейтр./м², как на рис. 3,а и 4,а. В работах [15, 16] такой максимум наблюдался при флюенсах значительно меньших ($\sim [3 \dots 4] \cdot 10^{23}$ нейтр./м²), что свидетельствует о существенном влиянии химического состава корпусного металла и условий облучения на положение этого максимума.

Сопоставление значений α_0 , полученных при использовании линейной и квадратической суперпозиции, показывает, что для *рассматриваемых объектов* выбор способа суммирования не является принципиальным (рис. 5).

Однако, если учесть, что значения α_0 для ДП и precipитатов отличаются на порядок, то более удобно использовать линейное суммирование.

При оценке величины радиационного упрочнения логарифмической составляющей в зависимости (4) обычно пренебрегают. Но для рассматриваемой задачи изменение α , обусловленное логарифмическим членом, составляет от 10 до 70 %. Более того, учет зависимости α от диаметра и объемной плотности радиационных дефектов сказывается и на виде кривой упрочнения. К чему приводит *неучет* этой зависимости, наглядно иллюстрируют результаты работы [3], согласно которым, наряду с отличием в несколько раз расчетных и экспериментальных значений радиационного упрочнения, имеют место противоположные тенденции в изменении упрочнения с ростом флюенса.

Сопоставляя вклады в радиационное упрочнение ДП и precipитатов, необходимо отметить, что для корпусного металла реакторов типа ВВЭР-1000 преобладающим является вклад дислокационных петель, а для корпусного металла реакторов ВВЭР-440 вклад петлей начинает превалировать при флюенсах, больших $\sim [40...50] \cdot 10^{23}$ нейтр./м².

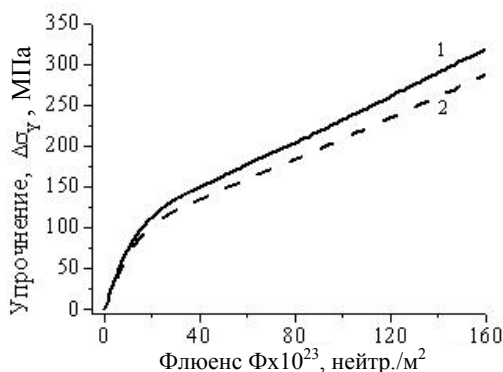


Рис. 5. Сопоставление вкладов ДП в радиационное упрочнение для ОМ реактора ВВЭР-440 при квадратической (1) и линейной (2) суперпозициях

ВЫВОДЫ

1. Использование полной зависимости Орована позволяет разделять вклад в радиационное упрочнение ДП и precipитатов, исходя из экспериментальных данных по радиационному упрочнению металла и значений плотностей и диаметров радиационно-индуцированных дефектов.

2. Для корпусного металла реакторов ВВЭР-1000 во всем интервале исследованных флюенсов (до $\sim 160 \cdot 10^{22}$ нейтр./м²) преобладает радиационное упрочнение, связанное с дислокационными петлями. Для корпусного металла реакторов ВВЭР-440 это преобладание наблюдается только в области флюенсов, больших $\sim [40...50] \cdot 10^{23}$ нейтр./м².

3. Радиационное упрочнение, обусловленное ДП, характеризуется монотонным возрастанием прочно-

сти с ростом флюенса, в то время как для упрочнения, вызванного precipитатами, характерно наличие максимума на зависимости прироста прочности от флюенса. Для рассмотренной корпусной стали 15Х2МФА и металла сварного шва Св-10ХМФТ в зависимости от химического состава, этот максимум может наблюдаться при флюенсах $\sim 10 \cdot 10^{23}$ или $\sim 40 \cdot 10^{23}$ нейтр./м².

4. При разделении вкладов ДП и precipитатов в радиационное упрочнение корпусного металла реакторов типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 целесообразно использовать *линейную* суперпозицию составляющих упрочнения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов. *Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов*. Киев: «Наукова думка», 2006, с. 376.
2. R. Chaouadi, R. Gerrard. Copper precipitate hardening of irradiated RPV materials and implications on the superposition law and re-irradiation kinetics // *Journal of Nuclear Materials*. 2005, v. 345, p. 65-74.
3. Е.А. Kuleshova, В.А. Gurovich, Ya.I. Shtrombakh, Yu.A. Nikolaev, V.A. Pechenkin. Microstructural behaviour of VVER-440 RPV steels under irradiation to neutron fluences beyond the design operation period // *Journal of Nuclear Materials*. 2005, v. 342, p. 77-99.
4. В.А. Gurovich, Е.А. Kuleshova, S.V. Fedotova. Radiation-Induced Changes in Nanostructure of Water-Water Pressure Vessel Steels // *Proceedings of the XVIII-th International Conference on Physics of Radiation Phenomena and Radiation Material Science, Alushta, Sept. 8-13, 2008*.
5. В.А. Gurovich, Е.А. Kuleshova, Ya.I. Shtrombakh, D.Yu. Erak, A.A. Chernobaeva, O.O. Zabusov. Fine structure behaviour of VVER-1000 RPV materials under irradiation // *Journal of Nuclear Materials*. 2009, v. 389, p. 490-96.
6. V.I. Dubinko, S.A. Kotrechko, and V.F. Klepikov. Irradiation hardening of reactor pressure vessel steels due to the dislocation loop evolution // *Radiation Effects & Defects in Solids*. 2009, v. 164, N 10, p. 647-655.
7. S.B. Fisher, J.E. Harbottle, and N.B. Aldridge. *Microstructure related to irradiation hardening in pressure vessel steels*. London: Central Electricity Generating Board, 1983.
8. K. Farrell, T. Byur, N. Haschimoto. Deformation mode maps for tensile deformation of neutron – irradiated structural alloys // *Journal of Nuclear Materials* 2004, v. 335, p. 471-486.
9. G.E. Lucas. The evolution of mechanical property change in irradiated austenitic stainless steels // *Journal of Nuclear Materials*. 1993, v. 206, p. 287-305.
10. М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфинд. *Металлофизика высокопрочных сплавов*. М.: «Металлургия», 1986, с. 309.
11. D. Terentyev, L. Malerba, D.J. Bacon, Yu.N. Osetsky. The effect of temperature and strain rate on the interaction between an edge dislocation and an interstitial dislocation loop in α -iron // *J. Phys: Condens. Matter*. 2007, v. 19, p. 456211.

12. D.A. Terentyev, P. Grammatikopoulos, D.J. Bacon, Yu.N. Osetsky. Simulation of the interaction between an edge dislocation and a $\langle 100 \rangle$ interstitial dislocation loop in α -iron // *Acta Mater.* 2008, v. 56, p. 5034-5046.

13. E.A. Kuleshova, B.A. Gurovich, Ya.I. Shtrombakh, D.Yu. Erak, O.V. Lavrenchuk. Comparison of microstructural features of radiation embrittlement of VVER-440 and VVER-1000 reactor pressure vessel steels // *Journal of Nuclear Materials* 2002, v. 300, p. 127-140.

14. G.R. Odette, B.D. Wirth. A computational microscopy study of nanostructural evolution in irradiated pressure vessel steels // *Journal of Nuclear Materials* 1997, v. 251, p. 157-171.

15. G.R. Odette, G.E. Lucas, D. Klingensmith. Anomalous Hardening in Model Alloys and Steels Thermally Aged at 290 °C and 350 °C: Implications to Low Flux Irradiation // *Proceedings of the «Embrittlement Effects of Radiation on Materials: 18-th International Symposium»* / P.K. Nanstad, M.L. Hamilton, F.A. Garner, and A.S. Kumar, Eds. ASTM STP. 1999, v. 1325, p. 88.

Статья поступила в редакцию 25.12.2012 г.

ОЦІНКА ВНЕСКУ РАДІАЦІЙНО-ИНДУКОВАНИХ ДИСЛОКАЦІЙНИХ ПЕТЕЛЬ ТА ПРЕЦИПІТАТІВ У РАДІАЦІЙНЕ ЗМІЦНЕННЯ КОРПУСНОГО МЕТАЛУ РЕАКТОРІВ ВВЕР-440 ТА ВВЕР-1000

С.О. Котречко, Н.М. Стеценко, М.В. Озерський, В.І. Дубінко, А.Є. Волков, В.А. Бородин

Для корпусного металу (основний метал і метал зварного шва) реакторів типу ВВЕР-440 та ВВЕР-1000 розділено внесок у загальне радіаційне зміцнення двох його складових, а саме: зміцнення завдяки радіаційно-індукованим дислокаційним петлям і зміцнення, обумовлене виділеннями (преципітатами). Встановлено інтервали доз опромінення, для яких переважає перша або друга складова радіаційного зміцнення.

ESTIMATION OF THE CONTRIBUTION OF RADIATION-INDUCED DISLOCATION LOOPS AND PRECIPITATES TO RADIATION HARDENING OF RPV METAL OF REACTORS WWER-440 AND WWER-1000

S.A. Kotrechko, N.N. Stetsenko, M.V. Ozerskiy, V.I. Dubinko A.E. Volkov, V.A. Borodin

For RPV metal (base metal and weld metal) of reactors WWER-440 and WWER-1000, contribution to general radiation-induced hardening of two its components is differentiated, namely, hardening related to dislocation loops and hardening due to precipitates. Radiation dose ranges, where each of these components dominates, are ascertained.