ОПЫТ ВОСПРОИЗВЕДЕНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ФЕРРИТНО – МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ОТ РЕАКТОРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

REPRODUCTION EXPERIENCE OF REACTOR IRRADIATION DAMAGE TO FERRITIC – MARTENSITIC STEELS USING ION IRRADIATION

УДК 621.039.53

Фролов Вячеслав Олегович, Студент, Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», г. Москва

Frolov V.O. Frolovrab@yandex.ru

Аннотация

В данной статье рассматривается мировой опыт ионного и нейтронного облучения ферритно – мартенситных реакторных сталей, и исследования структуры данных сталей на предмет радиационных повреждений. Также было показано, что в ряде экспериментов по ионному облучению радиационные повреждения качественно схожи с радиационными повреждениями от реакторного облучения. Были выбраны критерии сравнения радиационных дефектов от реакторного и ионного облучения, ими являются: объемная плотность дефектов рассматриваемого типа, средний радиус таких дефектов, при рассмотрении кластеров также было рассмотрено их обогащение по различным химическим элементам. Был сделан вывод, что ионное и реакторное облучения являются причинами образования в ферритно – мартенситных сталях схожих дефектов, однако, количественные характеристики образующихся дефектов, образующихся после реакторного и ионного облучения, не совпадают.

Annotation

This article the world experience of ion and neutron irradiation of ferritic - martensitic reactor steels, and studies of the structure of these steels for radiation damage are discussed. It was also shown that in a number of experiments on ion irradiation, radiation damage is qualitatively similar to radiation damage from reactor irradiation. Criteria were chosen for comparing radiation defects from reactor and ion irradiation, they are: the density of defects, the average radius of such defects; when considering the clusters, their enrichment in various chemical elements was also considered. It was concluded that ion and reactor irradiation are the reasons for the formation of similar defects in ferritic - martensitic steels, however, the quantitative characteristics of the defects formed after reactor and ion irradiation do not coincide.

Ключевые слова: атомно – зондовая томография, ферритно – мартенситные стали, реакторные стали, ионное облучение, нейтронное облучение, кластерный анализ.

Keywords: Atom probe tomography, ferritic-martensitic steels, reactor steels, ion irradiation, neutron irradiation, cluster analyses.

1 Введение

В настоящее время ферритно – мартенситные стали являются перспективным кандидатным материалом для использования в качестве конструкционного материала в активной зоне реакторов нового поколения, а также в качестве первой стенки в термоядерном реакторе. Они обладают малой наведенной активностью, низкими вакансионными распуханием и ползучестью, высокой устойчивостью к высокотемпературному и гелиевому охрупчиванию [1].

В реакторах нового поколения конструкционные материалы будут подвергаться нейтронному облучению до больших повреждающих доз (около 200–500 смещений на атом – сна). В результате нейтронного облучения происходит изменение микроструктуры вещества, могут образовываться

различные дефекты структуры, такие как поры, карбиды, кластеры, дислокационные петли и др. Из–за этого механические свойства конструкционных элементов подвергаются изменениям, например, происходит радиационное охрупчивание, что в значительной мере повышает риск разрушения в процессе эксплуатации. Для изучения изменения механических свойств новых материалов необходимы радиационные испытания, которые помогают экспериментально изучить воздействие облучения на микроструктуру и макроскопические свойства разрабатываемых материалов. Однако, так как скорость набора повреждающей дозы в реакторах составляет десятки сна в год, большие повреждающие дозы труднодостижимы в реакторных установках [2, 3].

С целью моделирования влияния реакторного облучения на свойства материалов применяется метод облучения ионами. В отличии от метода облучения в реакторах, он имеет намного большие скорости набора повреждающих доз (десятки сна в сутки). Кроме того, облученные ионами образцы не обладают наведенной радиоактивностью, что позволяет значительно сократить период пострадиационных испытаний. Также установки для проведения такого облучения, ускорители тяжелых ионов, более распространены и доступны, в сравнении с исследовательскими ядерными реакторами, что значительно удешевляет эксперименты по облучению новых материалов. Мишенные камеры таких установок оборудованы системами мониторинга ионного тока и температуры облучаемой мишени, что позволяет точно контролировать условия ускоренного эксперимента.

Однако, так как параметры ионного облучения (в частности, скорость набора дозы, масса облучающих частиц, энергия каскадов смещения) отличаются от нейтронного облучения, возможны различия в образующихся радиационно–индуцированных изменениях. Основываясь на физике диффузионных процессов, считается, что данные различия могут быть нивелированы с помощью температурных поправок в ускоренном эксперименте. Таким образом, для максимально приближенного повторения радиационных

повреждений от нейтронного облучения необходимо тщательно подбирать параметры ионного облучения [4].

2 Радиационно – индуцированные изменения в структуре ферритно - мартенситных сталей в результате нейтронного облучения

На данный момент основные изменения микроструктуры сталей, отвечающие за деградацию механических свойств и обусловленные радиационно–стимулированными процессами можно выделить в следующие группы:

1) дефекты кристаллической структуры в виде дислокационных петель [4–12];

2) вакансионные поры [8];

3) перераспределение атомов твердого раствора и их сегрегации в виде кластеров [13–26].

Исследования показывают, что при нейтронном облучении при увеличении повреждающей дозы объемная плотность дислокационных петель увеличивается. Например, это подтверждено в работе [6], где найдена объемная концентрация различных дефектов после облучения образцов из стали Eurofer 97 в реакторах HFR (Петтен, Нидерланды) и БОР 60 (Димитровград, Россия) при температурах 300 °C и 330 °C до повреждающих доз 15 и 32 смещений на атом - сна. Также установлено, что при повреждающей дозе 15 сна большинство дислокаций имеют вектор Бюргерса <100>, а при повреждающей дозе 32 сна – <111> [6]. Значения объемных концентраций обнаруженных дефектов представлены на рисунке 1.

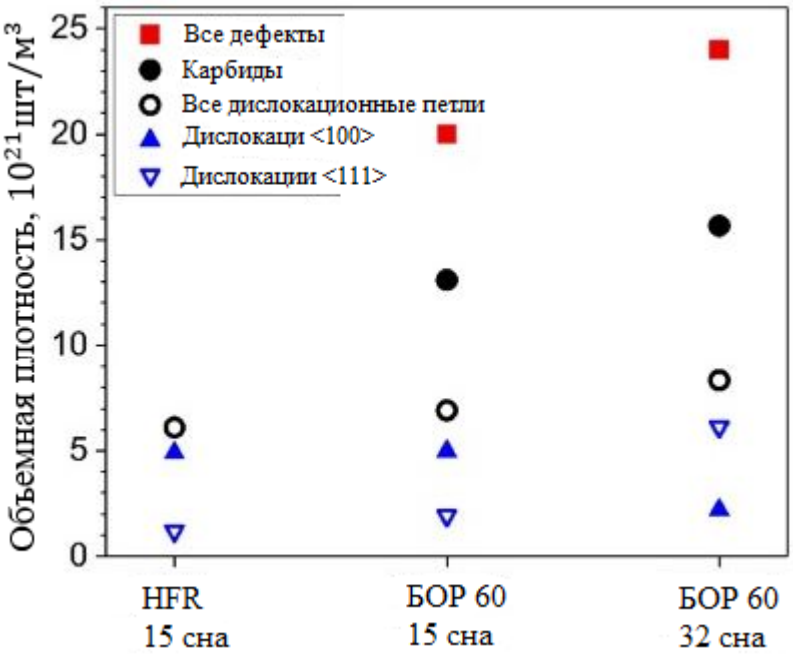

Рисунок 1 – Объемная концентрация дислокационных петель с вектором Бюргерса <111>, дислокационных петель с вектором Бюргерса <100>, всех дислокационных петель, «черных точек», всех дефектов после облучения в реакторе HFR до дозы 15 сна, в реакторе БОР – 60 до дозы 15 сна, в реакторе БОР 60 до дозы 32 сна [6]

При этом дислокационные петли распределяются не равномерно, а по границам дефектов, например, на границах зерен или на границе ферритной и мартенситной фазы, как это видно на рисунке 2. На нем видимые черные окружности – дислокационные петли. Как видно, большинство дислокационных петель расположено на границах зерен или же около дефектов поверхности [7].

Известна зависимость интенсивности формирования дислокационных петель от температуры облучения. Так, в исследовании [8] образцы из стали Eurofer 97 были облучены нейтронами до повреждающей дозы 16,3 сна при различных температурах. В результате было установлено, что максимальная объемная плотность дислокационных петель достигается при облучении данной стали при температуре 300 °C. Полученные значения объемных плотностей и радиусов дислокационных петель представлены на рисунках 3 и 4 (погрешности соответственных величин, указанные в работе [8], слишком малы и не отображены на рисунках 1.3 и 1.4)

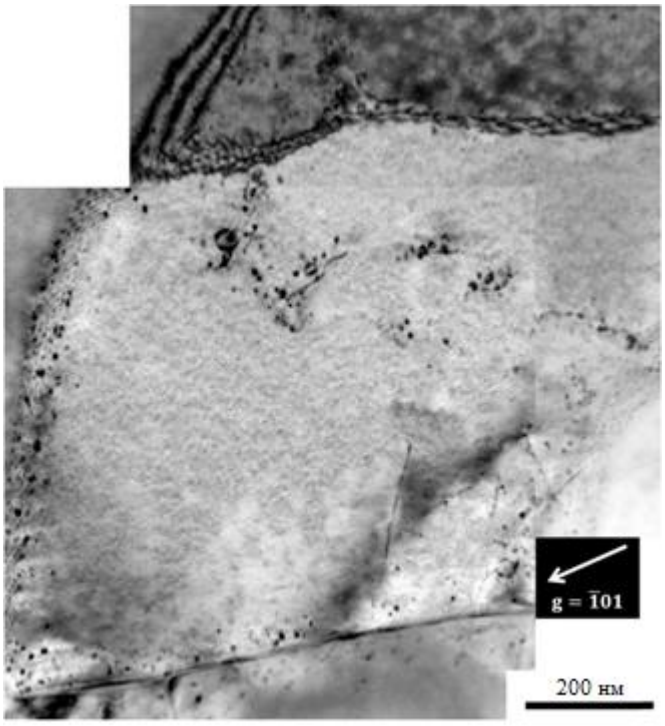

Рисунок 2. ПЭМ – изображение образца из модельного сплава Fe–9 мас.% Cr после нейтронного облучения до дозы 0,6 сна при температуре 300 °C [7]

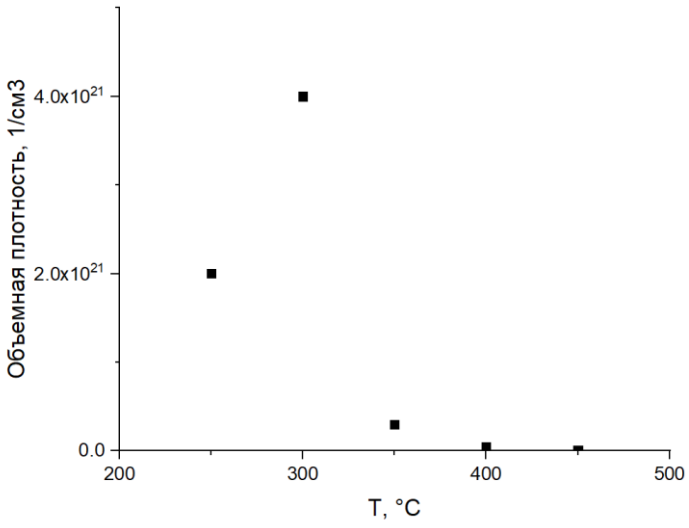

Рисунок 3 – Объемная плотность дислокационных петель, образовавшихся при облучении стали Eurofer 97 нейтронами до повреждающей дозы 16,3 сна при различных температурах [8]

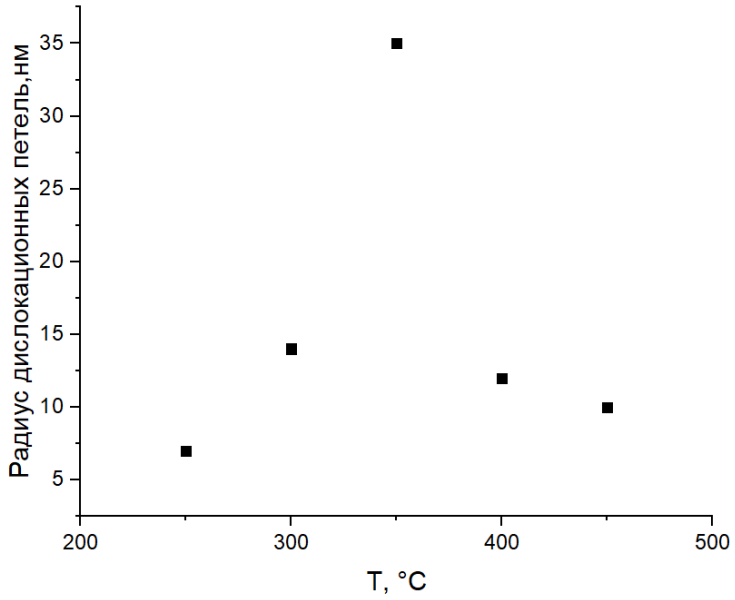

Рисунок 4 – Среднее значение радиуса дислокационных петель, образовавшихся при облучении стали Eurofer 97 нейтронами до повреждающей дозы 16,3 сна при различных температурах [8]

При этом максимальная прочность данной стали при повреждающей дозе 16,3 сна также достигается при температуре 300 °С, что подтверждает влияние объемной плотности дислокационных петель на радиационное охрупчивание и радиационное упрочнение ферритно – мартенситных сталей [8].

При делении ядерного топлива образуются вакансионные поры, которые являются одной из причин радиационного охрупчивания и радиационного распухания. Однако в ферритно – мартенситных сталях вакансионных пор образуется слишком мало, чтобы существенно повлиять на НТРО.

Так, в работе [8] с помощью просвечивающего электронного микроскопа были изучены поры, возникающие в стали Eurofer 97, облученной нейтронами в реакторе HFR до повреждающей дозы 16,3 сна. Их объемная плотность незначительна, а диаметр 5–7 нм. В этой работе облучение производилось при различных температурах, и поры были обнаружены после облучения при температурах только 350 и 400 °С. На рисунке 5. приведено ПЭМ – изображение таких пор.

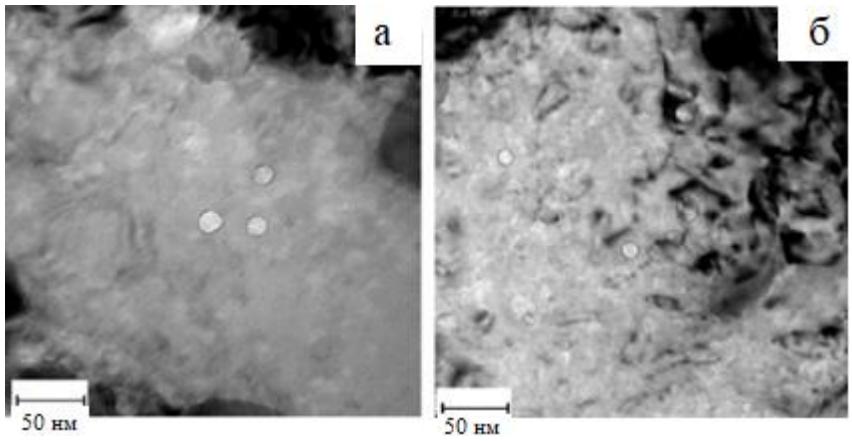

Рисунок 5 – Поры, образовавшиеся в стали Eurofer 97 после облучения в реакторе HFR до дозы 16,3 сна при температуре (а) 350 °C (б) 400 °C [8]

Исследование процессов образования кластеров в ферритно – мартенситных сталях под действием нейтронного облучения описывается в работах [13–26]. В частности, было установлено, что с увеличением температуры нейтронного облучения от 100 до 450 °C происходит увеличение обогащения кластеров атомами хрома [14, 18]. Это видно, например, на рисунке 6.

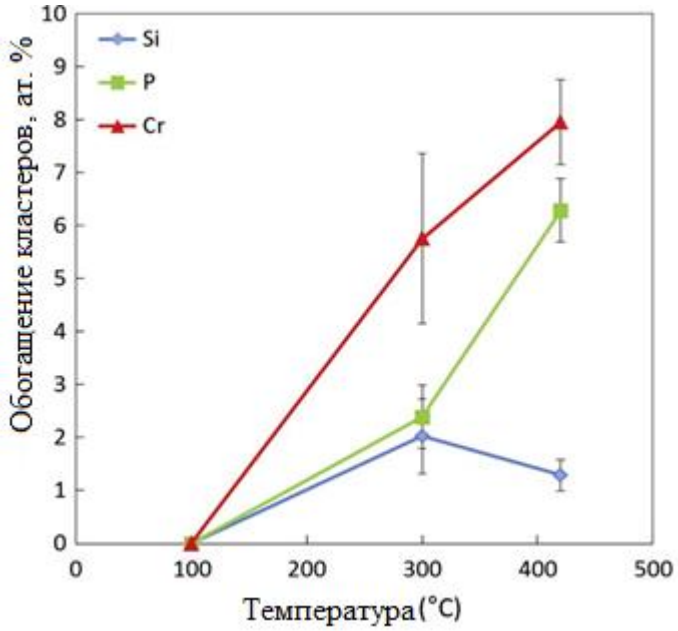

Рисунок 6 – Зависимость обогащения модельного сплава Fe–9 мас.% Cr по кремнию, фосфору, хрому от температуры нейтронного облучения [14]

Также у ферритно – мартенситных сталей была обнаружена тенденция к увеличению диаметра кластеров при увеличении повреждающей дозы (как в случае нейтронного, так и ионного облучения), при этом объемная концентрация кластеров снижается [22]. Пример этого можно наблюдать на рисунке 7, где показаны радиусы и объемная концентрация кластеров, обнаруженных в ходе различных экспериментов по облучению ферритно – мартенситных сталей.

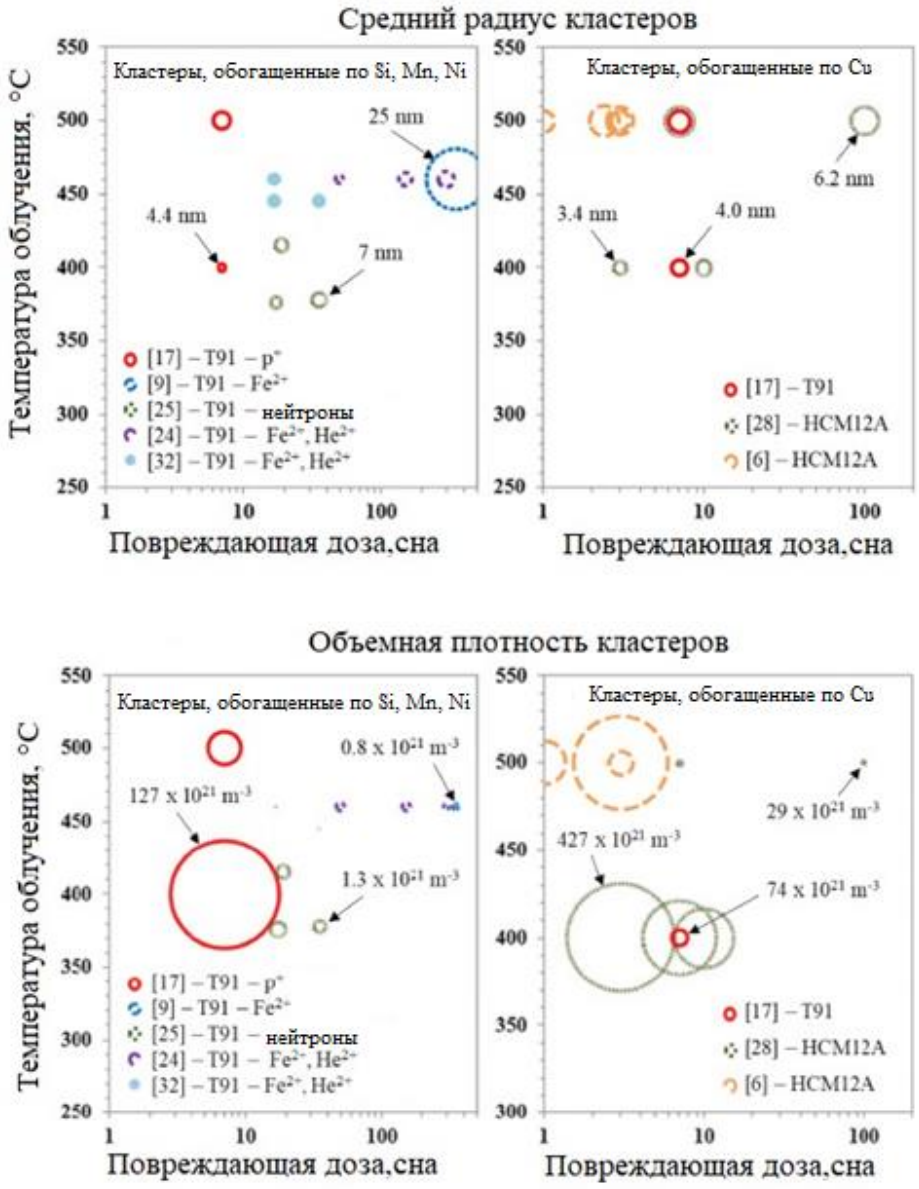

Рисунок 7 – Средний радиус и объемная плотность кластеров, обнаруженных в сталях T91 и HCM12A после различных видов облучения [22]

Кластеры влияют на низкотемпературное охрупчивание и упрочнение. Так, в работе [25] показано рассчитанное влияние различных дефектов, образовавшихся в результате облучения стали Eurofer 97 нейтронами в исследовательских программах WTZ, SPICE и ARBOR – 1, на увеличение предела текучести данной стали. Данные показаны на рисунке 8. Как видно, кластеры оказывают значительное влияние на радиационное упрочнение.

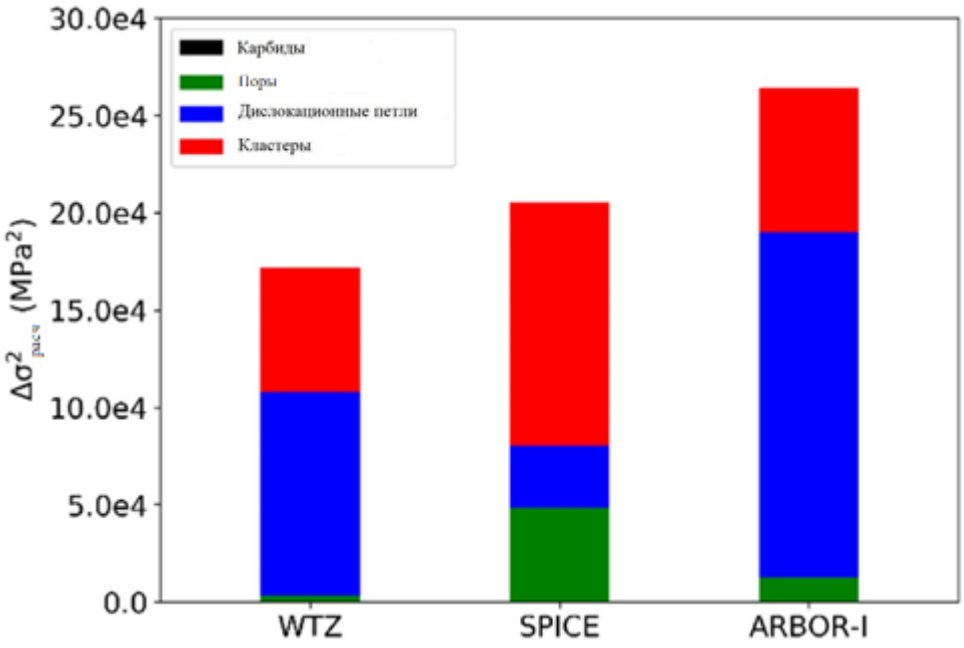

Рисунок 8. Расчет изменения предела текучести стали Eurofer 97, облученной нейтронами в исследовательских программах WTZ, SPICE и ARBOR – 1, от дефектов микроструктуры, обнаруженных в данной стали [25]

Малый диаметр кластеров, порядка 3–5 нм, и низкий контраст при наблюдении с помощью просвечивающей электронной микроскопии затрудняют их анализ. Для более полного описания данных объектов, а также для изучения процессов формирования кластеров применяют методы томографической атомно–зондовой микроскопии [22]. Данная методика позволяет получить информацию на масштабе отдельных атомов о морфологии и химическом составе радиационно–индуцированных образований.

Например, в работе [17] с помощью методик атомно – зондовой томографии в стали T91, облученной нейтронами до повреждающей дозы 8,81

сна и 2,14 сна, были обнаружены наноразмерные кластеры, обогащенные по хрому, марганцу, никелю и кремнию. Атомные карты исследованного объема представлены на рисунке 9. Химический состав кластеров приведен в таблице 1. Объемная плотность кластеров составила $(3{,}7 \pm 0{,}7) \times 10^{23}$шт/м^3 при облучении до дозы 2,14 сна, и $(1{,}5 \pm 0{,}7) \times \times 10^{23}$шт/м^3 при облучении до дозы 8,82 сна. При этом радиус кластеров увеличился с $1{,}1 \pm 0{,}1$ нм при повреждающей дозе 2,14 сна, до $1{,}5 \pm 0{,}2$ нм при повреждающей дозе 8,81 сна

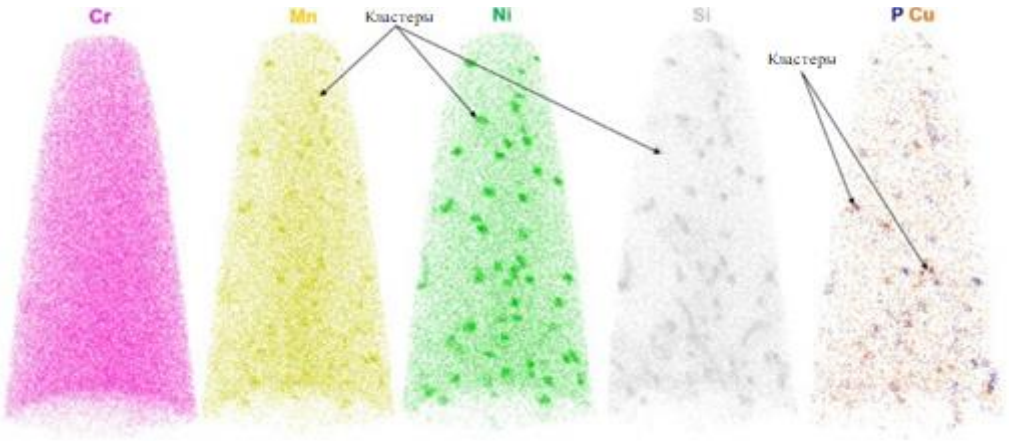

Рисунок 9 – Атомные карты образца из стали T91, облученного нейтронами до дозы 8.81 сна. Каждая точка символизирует один атом [17].

Таблица 1 – Химический состав кластеров, обнаруженных в стали T91 после облучения нейтронами до повреждающей дозы 8,81 сна и 2,14 сна [17]

Химический элемент	Содержание, ат.%		
	Объем	Кластеры при 2,14 сна	Кластеры при 8,82 сна
Cr	8,81±0,17	5,28±0,61	5,42±0,52
Mn	0,41±0,02	8,15±2,86	7,02±0,59
Ni	9,65±3,41	9,65±3,41	7,62±0,82
Si	0,54±0,01	18,27±5,89	20,27±4,25
Mo	0,41±0,09	0,26±0,07	0,31±0,13
Cu	0,03±0,01	2,11±0,82	2,12±0,67
C	0,02±0,01	0,02±0,01	0,09±0,06

На рисунке 9 видны сферические области, в которых концентрация соответствующих хим. элементов выше, чем в объеме. Это кластеры. Как видно из таблицы 1.1, концентрация Cu, Si, Mn в них значительно выше, чем средние концентрации Cu, Si и Mn соответственно во всем объеме.

В работе [20] также атомно – зондовая томография также помогла найти кластеры, обогащенные по хрому, а также кластеры, обогащенные по Ni, Si, P и Cr в модельном сплаве Fe–12 мас.% Cr, облученном нейтронами до повреждающей дозы 0.6 сна при температуре 300 °C. Атомная карта исследованного образца представлена на рисунке 10.

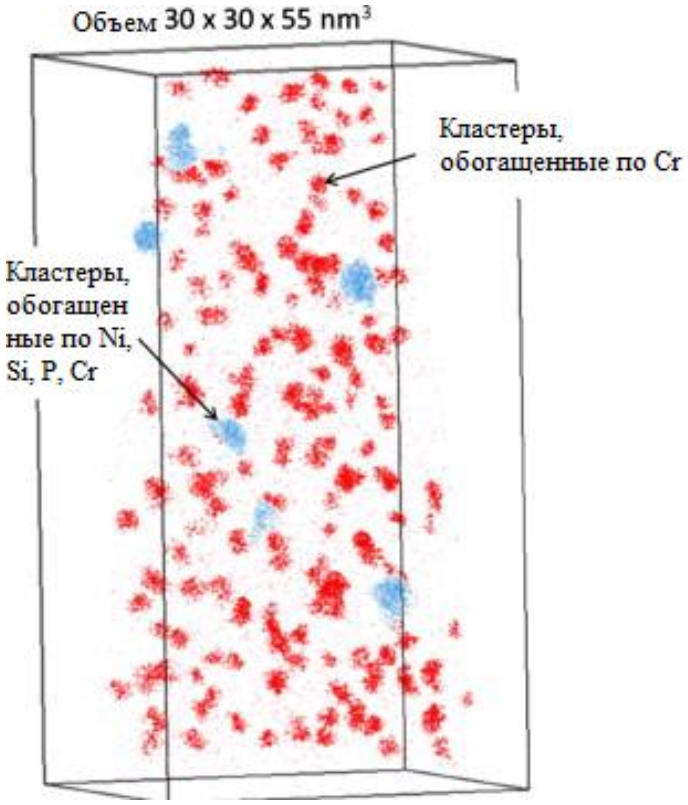

Рисунок 10 – атомная карта образца модельного сплава Fe–12 мас.% Cr, облученного нейтронами до повреждающей дозы 0,6 сна при температуре 300 °C [20]

На рисунке 10 видны кластеры, обогащенные по по Ni, Si, P и Cr, и кластеры, обогащенные только по Cr. В исследованном объеме концентрация кластеров, обогащенных по Cr, составила $(5{,}0 \pm 0{,}5) \times 10^{23}$шт/м^3, а кластеров, обогащенных по Ni, Si, P и Cr – $(1{,}6 \pm 0{,}2) \times 10^{23}$шт/м^3 [20].

3 Радиационно – индуцированные изменения в структуре ферритных сталей в результате ионного облучения

Радиационно – индуцированные сегрегации, возникающие при нейтронном облучении сталей, возникают также и при ионном облучении сталей.

Например, в работе [24] с помощью ПЭМ была изучена микроструктура модельного сплава Fe–9 мас.% Cr после нейтронного облучения до

повреждающей дозы 1.6 сна при температуре 320 °С и после облучения ионами Fe с энергиями 2 МэВ до повреждающей дозы 2,2 сна при температуре 290 °С.

В результате в данном сплаве было обнаружено множество дислокационных петель, их объемная плотность составила $(8{,}2 \pm 1{,}2) \times 10^{22}\text{м}^{-3}$ после нейтронного облучения, и $(2{,}2 \pm 0{,}6) \times 10^{22}\text{м}^{-3}$ после ионного облучения. Средний радиус дислокационных петель после нейтронного облучения составлял 1,5±0,3 нм, а после ионного облучения – 1,9±0,4 нм.

Под действием ионного облучения также возможно образование кластеров, которые оказывают значительное влияние на НТРО. Например, в работе [14] был проведен АЗТ – анализ структуры модельных сплавов Fe–9 мас.% Cr и Fe–12Cr после облучения нейтронами до дозы 0,6 сна при температуре 300 °С, а также после облучения ионами Fe с энергиями 0,5, 2 и 5 МэВ при температуре 300 °С. Было показано, что и нейтронное, и ионное облучение вызывает образование кластеров, обогащенных по Cr, Si, P, Ni. Объемные концентрации и радиусы таких кластеров, обнаруженных в сплавах Fe–9 мас.% Cr и Fe–12 мас.% Cr после облучения нейтронами до дозы 0,6 сна при температуре 300 °С, а также после облучения ионами Fe с энергиями 0,6, 2 и 5 МэВ при температуре 300 °С показаны а таблице 2, а обогащение кластеров по соответствующим элементам приведено в таблице 3.

Таблица 2 – Объемные концентрации и размер радиусов кластеров, обнаруженных в модельных сплавах Fe–9 мас.% Cr и Fe–12 мас.% Cr после нейтронного и ионного облучения

Сплав	Fe–9 мас.% Cr			Fe–12 мас.% Cr	
Температура облучения	300 °C		420 °C	300 °C	
Облучение	Ионы Fe	Нейтроны	Ионы Fe	Ионы Fe	Нейтроны
Повреждающая доза	0,5 сна	0,6 сна	0,5 сна	0,5 сна	0,6 сна
Объемная концентрация, 10^{23}шт/м^3	(2,8 ± 0,6)	(2,4 ± 0,5)	(0,52 ± 0,06)	(3,3 ± 0,6)	(1,1 ± 0,7)
Радиус, нм	1,5±0,3	1,65±0,2	1,9±0,2	1,3±0,3	1,6±0,2

Таблица 3 – Обогащение обнаруженных в модельных сплавах Fe–9 мас.% Cr и Fe–12 мас.% Cr после нейтронного и ионного облучения кластеров

Сплав	Fe–9 мас.% Cr			Fe–12 мас.% Cr	
Температура облучения	300 °C		420 °C	300 °C	
Облучение	Ионы Fe	Нейтроны	Ионы Fe	Ионы Fe	Нейтроны
Повреждающая доза	0,5 сна	0,6 сна	0,5 сна	0,5 сна	0,6 сна
Cr	5,8±1,6	6,7±1,3	6,1±0,5	2,7±1,3	16,0±2,4
Si	2,0±0,7	6,6±0,8	3,2±0,7	1,3±0,4	7,8±1,5
P	2,4±0,6	2,2±0,5	2,2±0,5	3,5±0,7	3,3±1,0
Ni	0,4±0,4	1,3±0,4	0,5±0,4	0,3±0,2	1,2±0,6

Как видно из таблиц 1.2 и 1.3, а работе [14] с помощью ионного облучения удалось воспроизвести кластеры того же типа, что и образуются при нейтронном

облучении, однако, обогащение, объемная плотность и средний радиус кластеров, образовавшихся в результате ионного и нейтронного облучения до одинаковых повреждающих доз при одинаковых температурах, отличаются.

Наноразмерные кластеры под действием ионного облучения также образуются и в реакторных ферритно – мартенситных сталях со сложным составом. Например, в работе [12] с помощью атомно – зондовой томографии в образцах стали T91, облученной ионами Fe до повреждающих доз 1,76 сна, 1,93 сна, 2,62 сна, 3,07 сна и 4,1 сна при температуре 311,9 °C были обнаружены кластеры, обогащенные по Si, Ni и Mn. Объемная плотность, диаметр и содержание Mn, Ni и Si в данных кластерах представлено в таблице 4. Эти данные пересекаются с данными, полученными в работе [17], где образцы стали T91 были облучены нейтронами до повреждающей дозы 2,14 сна при температуре 327 °C, а также до повреждающей дозы 8,81 сна при температуре 377 °C.

Таблица 4 – Параметры обнаруженных в образцах стали Т91 кластеров после ионного облучения до различных повреждающих доз при температуре 311,9 °С

Повреждающая доза, сна	1,76	1,93	2,62	3,07	4,10
Объемная плотность кластеров, $шт/м^3$	$(2,7 \pm 0,5) \times 10^{23}$	$(2,4 \pm 0,5) \times 10^{23}$	$(1,4 \pm 0,5) \times 10^{23}$	$(1,8 \pm 0,5) \times 10^{23}$	$(1,1 \pm 0,5) \times 10^{23}$
Средний диаметр кластеров, нм	2,4±0,2	1,3±0,4	2,4±0,4	2,0±0,4	4,0±0,4
Содержание Mn, ат.%	13,3±3,4	10,9±1,6	9,2±4,1	10,1±4,9	10,6±4,5
Содержание Ni, ат.%	36,7±10,6	42,0±2,3	33,9±5,7	27,3±13,1	39,5±7,7
Содержание Si, ат.%	50,0±13,4	47,1±2,7	56,9±7,8	62,6±17,3	49,9±8,3

4 Выводы

Как видно из вышеуказанных примеров, под действием ионного облучения в ферритно – мартенситных сталях образуются дефекты тех же типов, что и под действием нейтронного облучения. В частности, образующиеся под действием нейтронного и ионного облучения кластеры обогащены по одинаковым хим. элементам, имеют одинаковую форму, и их диаметры относительно близки.

Однако параметры образующихся в результате ионного и нейтронного облучения кластеров (величина обогащения по различным хим. элементам, объемная концентрация кластеров, иногда – их диаметр) отличаются.

Вероятно, это связано со отличающейся на несколько порядков скоростью набора повреждающей дозы при нейтронном и ионном облучении. Для точного моделирования низкотемпературного охрупчивания ферритных сталей, происходящего при воздействии на них нейтронного облучения, с помощью ионного облучения, необходимо научиться подбирать параметры ионного облучения так, чтобы образующиеся под его воздействием кластеры имели параметры, аналогичные параметрам кластеров, образующихся под воздействием нейтронного облучения.

Литература

1. J. Seranj, C. Brachet. Encyclopedia of materials: science and technology. – Alamo:2001 – 361p.
2. Бородин О., Брык В, Воеводин В, Кальченко А. Куприянова Ю. Мельниченко В., Неклюдов И., Пермяков А. Радиационное распухание ферритно – мартенситных сталей ЭП – 450 и НТ – 9 при облучении металлическими ионами до высоких доз // Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2011. – №2. – С. 10–15.
3. Hyosim Kim, Jonathan G. Gigax, Osman El–Atwani, Matthew R. Chancey, Jon K. Baldwin, Yongqiang Wang, Stuart A. Maloy. Comparison of void swelling of ferritic–martensitic and ferritic HT9 alloys after high–dose self–ion irradiation // Materials Characterisation – 2021. – Vol.173. – 13 pp.
4. Никитин А.А. Влияние каскадообразующего облучения на распад твердого раствора в конструкционных материалах ядерных реакторов – Москва:институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова. – 2017 – 168с.
5. M. Matijasevic, A. Almazouzi. Effect of Cr on mechanical properties and microstructure of Fe–Cr model alloys after n–irradiation // J.Nucl.Mat. – 2008. – Vol.377. – P. 147–154.
6. C. Dethloff, E. Gaganidze, J. Aktaa. Review and critical assessment of dislocation loop analyses on Eurofer 97 // J.Nucl.Mat. – 2018. – Vol.15. – P. 23–28.

7. M. Hernandez–Mayoral, C.Heintze, E. Onorobe. Transmission electron microscopy investigation of the microstructure of Fe–Cr alloys induced by neutron and ion irradiation at 300 C// J.Nucl.Mat. – 2016. – Vol.474. – P. 88–98.
8. M. Klimenkov, E. Materna–morris, A. Moslang. Characterization of radiation induced defects in EUROFER 97 after neutron irradiation// J.Nucl.Mat. – 2011. – Vol.417. – P. 124–126.
9. J. Oliver, E. Gaganidze, J. Aktaa. Quantitative characterization of microstructural defects in up to 32 dpa neutron irradiated EUROFER97// J.Nucl.Mat. – 2012. – Vol.426. – P. 52–58.
10. C. Dethloff, E. Gaganidze, J.Aktaa. Microstructural defects in EUROFER 97 after different neutron irradiation conditions// J.Nucl.Mat. – 2016. – Vol.9. – P. 471–475.
11. J. Harley, S. de Morales Shubeita, P. Wady et al. Microstructural examination of neutron, proton and self–ionirradiation damage in a model Fe9Cr alloy// J.Nucl.Mat. – 2020. – Vol.533. – P. 418–521.
12. T. Davis, M. Auger, C. Hofec et al. Nanocluster evolution and mechanical properties of ion irradiated T91 ferritic–martensitic steel// J.Nucl.Mat. – 2021. – Vol.548. – P. 34–43.
13. C. Zheng, E. Reese, K. Field et al. Microstructure response of ferritic/martensitic steel HT9 after neutron irradiation: effect of dose// J.Nucl.Mat. – 2019. – Vol.523. – P. 421–433.
14. C. Pariege, V. Kuksenko, P. Pariege. Behaviour of P, Si, Ni impurities and Cr in self ion irradiated Fe–Cr alloys– Comparison to neutron irradiation//. J.Nucl.Mat. – 2015. – Vol.456. – P. 471–476.
15. M. Swenson, J. Wharry. The comparison of microstructure and nanocluster evolution in proton and neutron irradiated Fee9%Cr ODS steel to 3 dpa at 500C// J.Nucl.Mat. – 2015. – Vol.467. – P. 97–112.
16. S. Shu, B. Wirth, P. Wells et al. Multi–technique characterization of the precipitates in thermally aged and neutron irradiated Fe–Cu and Fe–Cu–Mn

model alloys: Atom probe tomography reconstruction implications// Acta materialia. – 2018. – Vol.146. – P.237–252.

17. T. Davis, M. Auger, N. Almirall et al. Atom probe characterisation of segregation driven Cu and Mn–Ni–Si co–precipitation in neutron irradiated T91 tempered–martensitic steel// Materialia. – 2020. – Vol.14. – P. 100–116.
18. C. Massey, D. Zhang, S. Briggs et al. Deconvoluting the Effect of Chromium and Aluminum on the Radiation Response of Wrought FeCrAl Alloys After Low–Dose Neutron Irradiation// J.Nucl.Mat. – 2021. – Vol.549. – P.152–168.
19. E. Meslin, M. Lambrecht, M. Hernandez–mayoral et al. Characterization of neutron–irradiated ferritic model alloys and a RPV steel from combined APT, SANS, TEM and PAS analyses// J.Nucl.Mat. – 2010. – Vol.406. – P. 73–83.
20. F. Bergner, C. Pareige, V. Kuksenko et al. Critical assessment of Cr–rich precipitates in neutron–irradiated Fe–12 at%Cr: Comparison of SANS and APT// J.Nucl.Mat. – 2013. – Vol.442. – P. 463–469.
21. S. Briggs, P. Edmondson, K. Littrellet al. A combined APT and SANS investigation ofa0phase precipitation in neutron–irradiated model FeCrAl alloys// Acta materialia. – 2017. – Vol.129. – P. 217–228.
22. S. Adisa, R. Blair, M. Swenson. Comparison of microstructure evolution in Fe^{2+} or neutron–irradiated T91 at 500°C// Materialia. – 2020. – Vol.12. – P. 124–129.
23. G. Odette, N. Almirall, P. Wells, T. Yamomoto. Precipitation in reactor pressure vessel steels under ion and neutron irradiation: On the role of segregated network dislocations// Acta materialia vol.212. – P. 234–241. – 2021.
24. J. Harley, P. Wady, A. London et al. Microstructural examination of neutron, proton and self–ion irradiation damage in a model Fe9Cr alloy//Acta materialia. – 2020. – Vol.533. – P. 130–142.
25. B. Gonez–Ferrer, C. Dethloff, E. Gaganidze et al. Nano–hardening features in high–dose neutron irradiated Eurofer97 revealed by atom–probe tomography// J.Nucl.Mat. – 2020. – Vol.537. – P. 152–167.

26. L. Cui, J. Li, S. Gertsl et al. Quantitative APT analysis of solid transmutants in ferritic–martensitic steels after irradiation in SINQ targets: Experimental validation of neutronic calculations// Nuclear Inst. and Methods in Physics Research.– 2021. – Vol.502. – P. 1–9.