

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И АППАРАТУРЫ

УДК 538.9:621.039.531:620.187:620.186.8

АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВА W–10Cr–0.5Y ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

© 2025 г. А. А. Никитин^{a, b, *, **}, С. В. Рогожкин^{a, b}, О. В. Огородникова^{a, b},
А. А. Богачев^a, П. А. Федин^a, Т. В. Кулевой^a

^aНациональный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва, 123182 Россия

^bНациональный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, Москва, 115409 Россия

*E-mail: nikitin@itep.ru

**E-mail: AANikitin@mephi.ru

Поступила в редакцию 30.10.2023 г.

После доработки 31.10.2023 г.

Принята к публикации 31.10.2023 г.

В работе проведены ускоренные испытания на радиационную стойкость перспективного материала для термоядерной энергетики, сплава W–10Cr–0.5Y. Образцы сплава облучались ионами Fe²⁺ с энергией 5.6 МэВ при 500°C до повреждающих доз 1 и 10 смещений на атом (сна). Методами просвечивающей электронной микроскопии и атомно-зондовой томографии показано, что в результате облучения происходит распад твердого раствора с формированием наноразмерных кластеров, обогащенных хромом. Концентрация Cr в кластерах составляет 52 ± 2 и 77 ± 3 ат. % для доз облучения 1 и 10 сна соответственно. Размер образовавшихся кластеров менее 2 нм, а объемная плотность $\sim 5 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-3}$.

Ключевые слова: термоядерный реактор, сплавы вольфрама, ионное облучение, атомно-зондовая томография, просвечивающая электронная микроскопия, радиационно-индуцированный процесс, распад твердого раствора

DOI: 10.56304/S2079562924050336

ВВЕДЕНИЕ

Термоядерная энергетика является значительным научным и техническим вызовом в рамках перехода на возобновляемые, эффективные и экологически чистые источники энергии. Оработка технологии управляемого термоядерного синтеза для промышленных энергетических установок создает запрос на создание материалов активной зоны с повышенными эксплуатационными характеристиками. От них требуются высокая радиационная и механическая стойкость в условиях экстремальных радиационно-термических нагрузок, возникающих в условиях эксплуатации, в том числе при срывах плазмы и ее взаимодействии с элементами внутренней камеры реактора [1–4].

При выборе конструкционных материалов следует также учесть такие свойства как низкая активация при высоких дозах нейтронного облучения и низкая скорость накопления продуктов термоядерной реакции, гелия и водорода в материалах конструкции. В ближайшие десятилетия ключевой проблемой в создании реактора термоядерного синтеза станет разработка надежных материалов обращенных и фактически взаимодействующих

с плазмой. Например, при рассмотрении случая аварии с утечкой теплоносителя и попадании воздуха в систему охлаждения рассматривается необходимость создания вольфрамовых сплавов, устойчивых к окислению и технологическим выбросам радиоактивного трития [5]. В настоящее время вольфрам является одним из наиболее перспективных материалов для дивертора в конструкции реакторных установок типа ITER (международный экспериментальный термоядерный реактор) [6] и DEMO (демонстрационной термоядерной энергетической установки) [7], а в качестве подходящего материала стенки реактора, контактирующей с плазмой, рассматривается самопассивирующийся сплав W–10Cr–0.5Y [8, 9]. Ожидается, что сплав W–10Cr–0.5Y будет подвергаться воздействию нейтронных потоков высокой плотности, что может привести к изменению свойств этого материала. В данной работе проводится моделирование радиационных нагрузок на этот материал путем облучения тяжелыми ионами и анализируется стабильность микро и наноструктуры и радиационное упрочнение этого сплава.

Таблица 1. Химический состав сплава [ат. %]

W	Cr	Y	O	N	Fe	Ni
70.92	28.10	0.83	0.11	0.02	0.01	0.003

ПРИБОРЫ И МАТЕРИАЛЫ

В работе использовался сплав W–10Cr–0.5Y (W–28.1Cr–0.83Y ат. %), произведенный в технологическом центре CEIT (Испания) путем механического легирования исходных металлических порошков и компактизации методом горячего изостатического прессования при температуре 1250°C и давлении 140 МПа. Далее образцы подвергались отжигу при 1555°C, в результате чего образовывалась метастабильная одиночная фаза, представляющая собой раствор хрома в α -вольфраме со средним размером зерен около 0.8 мкм [10, 11]. В табл. 1 приведен химический состав материала в атомных процентах.

Облучение образцов производилось в Курчатовском комплексе теоретической и экспериментальной физики НИЦ “Курчатовский институт” на тяжелоионном ускорителе ТИПр [12]. ТИПр представляет собой линейный ускоритель с пространственно-однородной квадрупольной фокусировкой и вакуумно-дуговым источником ионов MEVVA. Облучение образцов происходит в импульсном режиме с частотой 0.5 Гц с длительностью импульса 475 мкс. Для облучения использовались 5.6 МэВ ионы Fe^{2+} . Облучаемые образцы представляли собой диски диаметром 3 мм и толщиной 300 мкм. Было проведено облучение двух образцов при температуре 500°C до флюенсов $1.2 \cdot 10^{15}$ и $1.2 \cdot 10^{16}$ ион/см². Облучения производились со средней в импульсе плотностью тока пучка Fe^{2+} $2 \cdot 15$ мА/см². Время облучения до дозы 1 смещение на атом (сна) составило около 15 мин, и до 10 сна – около 2 ч. Нагрев образца перед облучением до 500°C занимает около 40 мин, и остывание после облучения до комнатной температуры занимает около 2 ч. Пересчет ионного флюенса в единицы смещений на атом (сна) производился по методике, представленной в работе [13]. В расчетах использовалась модель Кинчина–Пиза [14]. Энергия смещения кристаллической решетки вольфрама бралась равной 90 эВ. На рис. 1 представлен график пробега ионов и расчетный профиль повреждений в единицах сна, полученный с помощью программы SRIM2008, для флюенса в $1.2 \cdot 10^{16}$ ион/см². Как видно из графика, пик распределения повреждений находится на глубине 1 мкм, а пик внедренных ионов на глубине 1.25 мкм от поверхности образца. Чтобы обеспечить высокие уровни повреждений и снизить влияние внедренных ионов железа, микроскопический анализ облученных образцов проводился на глубине 0.8–0.9 мкм. В результате, флюенсам об-

лучения $1.2 \cdot 10^{15}$ и $1.2 \cdot 10^{16}$ ион/см² соответствуют дозы радиационных повреждений ~ 1 и 10 сна в области микроскопического анализа образцов.

Анализ микроструктуры проводился методами просвечивающей электронной микроскопии на 200 кВ микроскопе FEI Osiris (FEI, США). Образцы из облученного материала изготавливались в виде поперечных срезов на сканирующем электронном микроскопе с прецизионной системой ионного травления HELIOS NanoLab 600 (FEI, США). Съемка изображений производилась в сканирующем режиме на кольцевой детектор светлого поля (BF) и высокоугловой детектор темного поля (HAADF). Вырезка и полировка ламели для исследования производилась пучком ионов Ga^+ при ускоряющем напряжении 5 кВ на предварительной стадии и 2 кВ на этапе финишной полировки. Элементный анализ производился посредством анализа характеристических спектров излучения.

Анализ распределения химических элементов осуществлялся на атомно-зондовом томографе (АЗТ) ПАЗЛ-3Д, оснащенный системой испарения материала с помощью фемтосекундного лазера [15]. Параметры исследования были следующими: частота лазерных импульсов 25 кГц, мощность лазерного излучения 11 МВт, длина волны 515 нм. Температура образца в процессе исследования составляла 50 К. Обработка полученных данных производилась в программном пакете КВАНТМ-3Д [16, 17]. Образцы для анализа изготавливались также на установке HELIOS NanoLab 600. При этом ламель для нарезки образцов извлекалась в планарном сечении (на глубине 900 нм), чтобы не выходить за область исследования.

Анализ механических характеристик исходного материала и облученного слоя производился методами наноиндентирования на установке Наноскан-4Д (ТИСНУМ, Россия) [18]. Это сканирующий нанотвердомер с индентором в форме пирамиды Берковича, производящий измерения и определение твердости материала на основе метода Оливера–Фарра [19]. Измерения твердости производились в режиме динамического нагружения [20] со следующими параметрами: глубина индентирования 1.5 мкм, амплитуда колебаний 25 нм, частота 10 Гц, длительность цикла нагружения/разгрузки индента 100/5 с.

РЕЗУЛЬТАТЫ АНАЛИЗА МИКРОСТРУКТУРЫ С ПОМОЩЬЮ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

В исходном состоянии исследуемый материал представляет собой поликристаллический сплав с размерами зерен от 0.5 до 2.4 мкм со средним размером ~ 1 мкм. Внутри зерен микроструктура материала представляет собой раствор атомов хро-

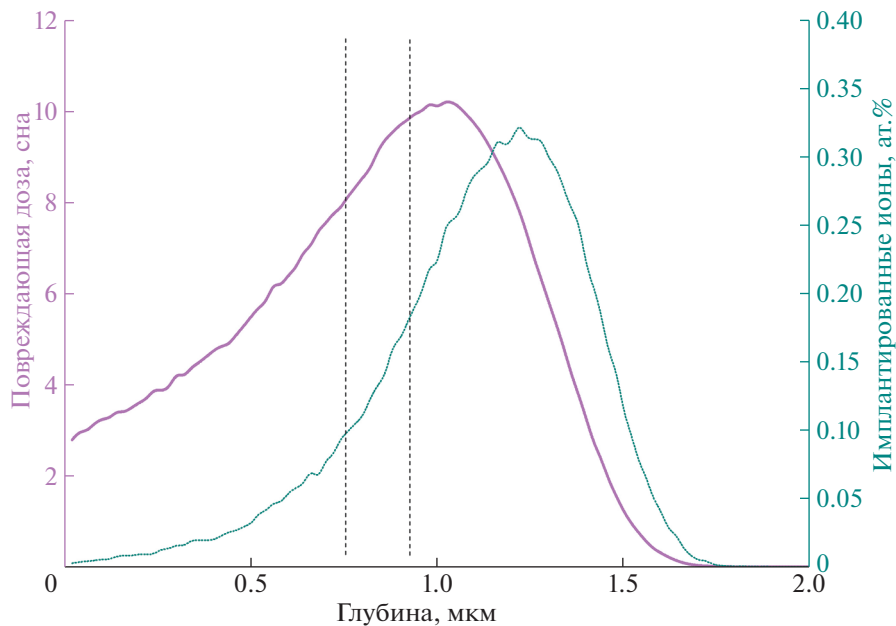


Рис. 1. Профиль повреждающей дозы в единицах смещений на атом и доля имплантированных ионов при облучении пучком ионов Fe^{2+} с энергией 5.6 МэВ до флюенса $1.2 \cdot 10^{16}$ ион/см². Расчеты проведены в программе SRIM. Пунктирными линиями выделена область, в которой производились исследования микроструктуры, а также извлекался материал для атомно-зондовой томографии.

ма в вольфраме с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой. По границам зерен располагаются частицы оксида иттрия, размеры которых лежат в диапазоне от 10 до 180 нм (рис. 2). Внутриверхняя структура характеризуется наличием низкой объемной плотности различного вида дислокационных структур, таких как скопления дислокаций, дислокационные клубки и петли, отвечающих напряженному состоянию материала. Плотность дислокаций, измеренная методом секущих, составила порядка 10^{10} см⁻².

На рис. 3 представлена микроструктура поперечного среза образца после ионного облучения при 500°C до дозы 1 сна. Воздействие облучения не приводит к каким-либо наблюдаемым изменениям зеренной структуры, а также частиц на границах зерен. При этом в приповерхностной области облученного образца до глубины 1.7 мкм наблюдается формирование градиентного контраста. Контраст формируется в виде высокой плотности объектов в виде черных точек (см. рис. 4), аналогичных наблюдаемым в работах [21–23]. Размер данных объектов составляет менее 3 нм, а объемная плотность порядка 10^{23} м⁻³.

Поскольку сплав вольфрама имеет ОЦК кристаллическую структуру, то дислокационные петли, образующиеся под облучением, преимущественно имеют векторы Бюргерса типа $\langle 111 \rangle$ или $\langle 100 \rangle$ [24–26]. Таким образом, существует семь возможных вариантов дислокационных петель с данными векторами Бюргерса (четыре типа для

направления $\langle 111 \rangle$ и три типа — для направления $\langle 100 \rangle$). При анализе материала методами просвечивающей электронной микроскопии в сканирующем режиме в случае ориентации исследуемого зерна вдоль направления $\langle 100 \rangle$ должны наблюдаться все типы указанных петель, а в случае ориентации исследуемого зерна вдоль направления $\langle 110 \rangle$ — как минимум 2/3 от всех возможных пространственных конфигураций [27–29]. Как показано на рис. 4 в сплаве W–10Cr–0.5Y после облучения дислокационные петли отсутствуют, при этом контраст в виде черных точек сохраняется вне зависимости от кристаллографической ориентации исследуемого зерна.

РЕЗУЛЬТАТЫ АНАЛИЗА МЕТОДАМИ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ

Исследованные объемы сплава в исходном состоянии представляют однородный твердый раствор с содержанием W(70 ат. %), Cr(29 ат. %), а также с незначительным содержанием примесей в виде Fe (<0.3 ат. %), Co (<0.12 ат. %), являющихся следствием изготовления материала методом механического легирования. Ионное облучение при 500°C привело к распаду твердого раствора и формированию кластеров, обогащенных хромом. На рис. 5 представлены атомные карты эквивалентных объемов материала после различных режимов облучения. Для выделения областей, обогащенных хромом, использовался стандартный алгоритм поиска кластеров, детально описанный в [30].

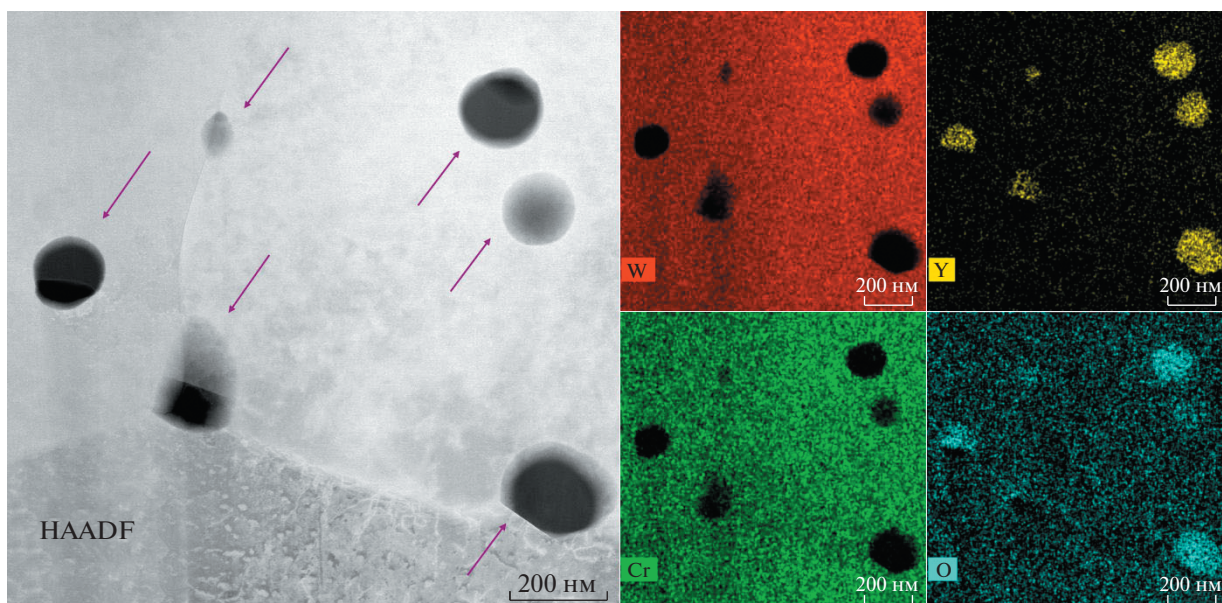


Рис. 2. Темнопольное ПЭМ изображение зерна в сплаве W–10Cr–0.5Y, снятое на широкоугольный детектор. Дополнительно представлены элементные карты характеристического излучения, полученные с данной области. Стрелки указывают частицы оксида йттрия.

В качестве критерия принадлежности атома хрома к кластеру применялось условие содержания не менее 60% атомов хрома в окружающей атом сфере радиусом 1 нм. В результате обнаружены области, объемная плотность которых составляет $5.8 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-3}$ при облучении до дозы 1 сна и $5.6 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-3}$ при облучении до 10 сна. Распределения кластеров по размеру приведены на рис. 6. Средний размер в случае облучения до дозы 1 сна составляет 1.9 ± 0.4 нм. С ростом повреждающей дозы до 10 сна средний диаметр не изменяется и составляет 1.8 ± 0.4 нм, но при этом возрастает доля кластеров с размерами более 3 нм.

Поскольку сплав можно считать практически бинарным, и в составе кластеров присутствуют только вольфрам и хром, то содержание данных элементов достаточно представить в виде гистограмм распределения содержания хрома (рис. 7). Как видно, среднее содержание хрома в кластерах составило 52 ± 2 и 77 ± 3 ат. % для доз облучения 1 и 10 сна соответственно.

АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТОДОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

На рис. 8а показаны полученные зависимости твердости от глубины погружения индентора $H(h)$ для сплава W–10Cr–0.5Y до и после облучения при различных режимах. Значения твердости, полученные для глубин менее 150 нм, обычно не учитываются поскольку на правильность их измерения влияет ряд факторов, таких как шерохо-

ватость поверхности, неидеальная геометрия вершины индентора, а также формирование оксидного слоя на поверхности материала. Все кривые имеют схожее поведение в виде нелинейного снижения твердости с увеличением глубины погружения индентора. Такая взаимосвязь носит название “размерного эффекта индентирования” [31].

На рис. 8б показано относительное увеличение твердости $(H_{\text{irr}}/H_{\text{unirr}} - 1)$ от глубины погружения индентора, где H_{irr} и H_{unirr} это значения твердости на одинаковой глубине для облученного и необлученного сплава соответственно. Из графика видно, что на интервале от 150 до 260 нм происходит рост величины $(H_{\text{irr}}/H_{\text{unirr}} - 1)$, а затем наблюдается ее снижение вплоть до глубины 1.5 мкм. Данный интервал приращения твердости связан с профилем создаваемых в материале повреждений. Дело в том, что при наноиндентировании на малых глубинах, информация о твердости материала собирается не из точки контакта вершины индентора с материалом, а из зоны пластической деформации, которая имеет сферический профиль и распространяется в материал на большую эффективную длину L_{eff} .

Для оценки размера области пластической деформации можно воспользоваться эмпирическим соотношением, предложенным в [32]. В данном исследовании авторы получили взаимосвязь между соотношением радиуса зоны пластической деформации R_p и глубиной погружения индентора δ_m от отношения твердости к модулю Юнга, H/E : $K = R_p/\delta_m = -12.907 H/E + 4.5451$. Если мы возьмем

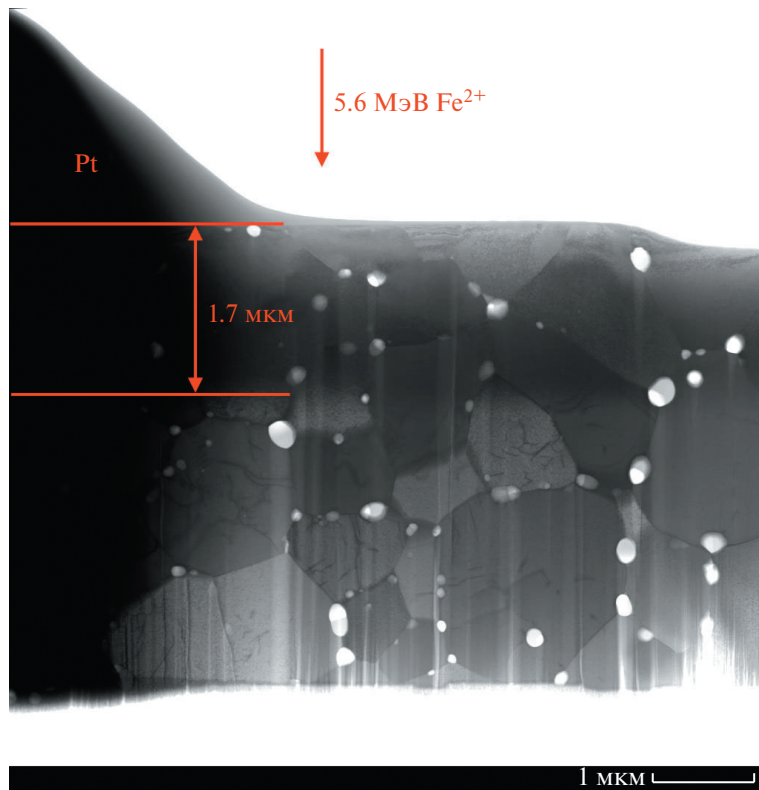


Рис. 3. ПЭМ изображение поперечного сечения сплава W–10Cr–0.5Y после облучения до флюенса $1.2 \cdot 10^{15}$ ион/см² (1 сна на глубину микроскопического анализа) при температуре 500°C. Показаны направление облучения, покрытие поверхности образца слоем платины в процессе пробоподготовки, а также приповерхностная зона, содержащая радиационно-индуцированные дефекты.

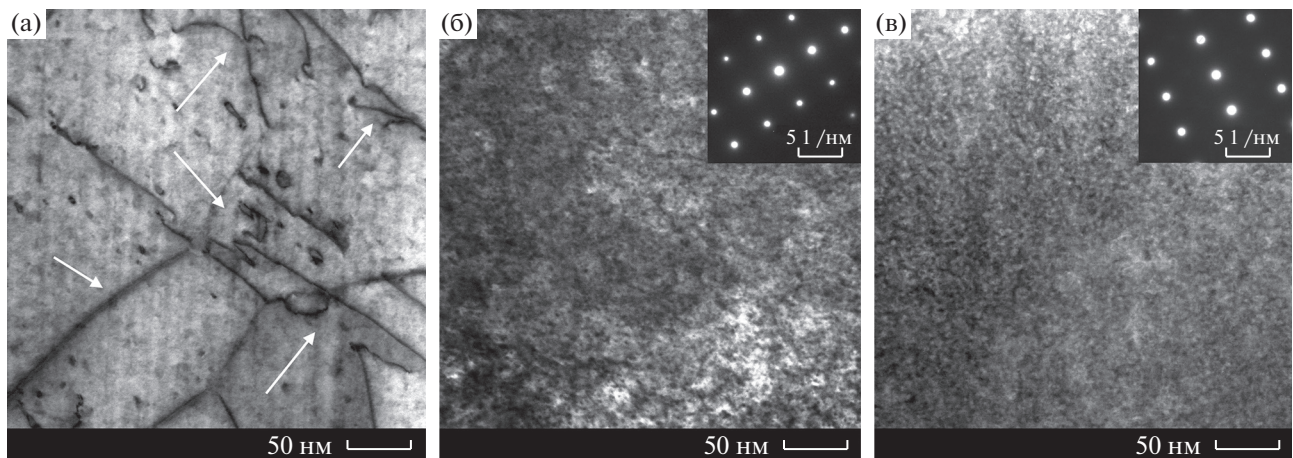


Рис. 4. ПЭМ изображения микроstructures сплава W–10Cr–0.5Y. (а) Изображение в исходном состоянии. Стрелками показаны дислокационные структуры. (б) Изображение после облучения до дозы 1 сна. Дифракционная картина в углу показывает, что зерно ориентировано вдоль направления типа $\langle 100 \rangle$. (в) После облучения до дозы 10 сна. Дифракционная картина в углу показывает, что зерно ориентировано вдоль направления типа $\langle 110 \rangle$.

значения $E = 406$ ГПа и $H = 12$ ГПа для вольфрама, тогда величина коэффициента, характеризующего область пластической деформации, получится равной $K = 4.16$, а оценка эффективной

длины с учетом наблюдаемой глубины $l = 260$ нм составит $L_{\text{eff}} = Kl = 1080$ нм, что довольно хорошо согласуется с областью максимума повреждений на профиле, рассчитанном в программе SRIM (рис. 1).

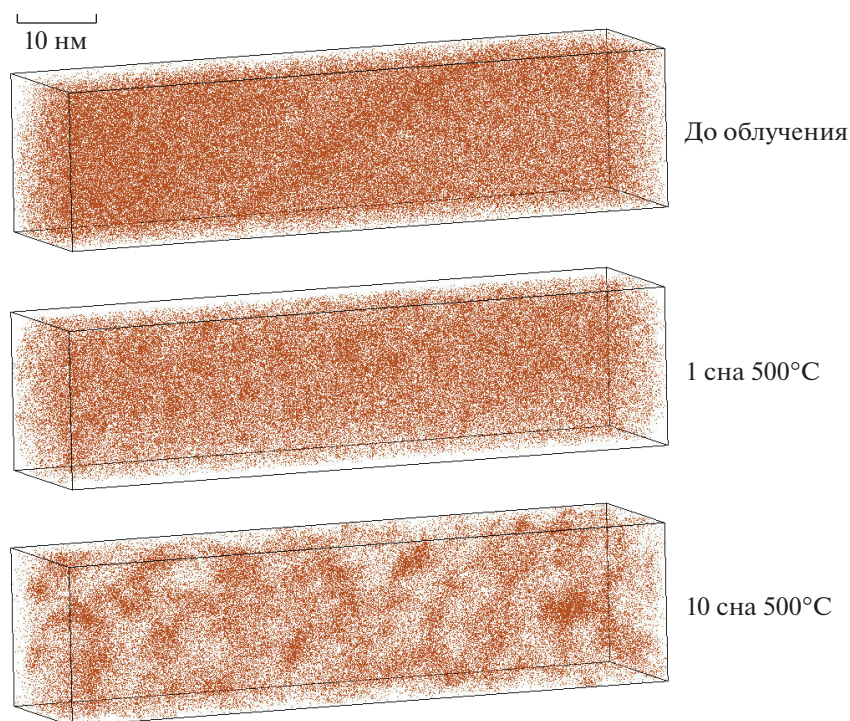


Рис. 5. Атомные карты распределения хрома в сплаве W–10Cr–0.5Y до и после различных режимов облучения. Показано перераспределение атомов в твердом растворе с формированием наноразмерных кластеров, обогащенных хромом.

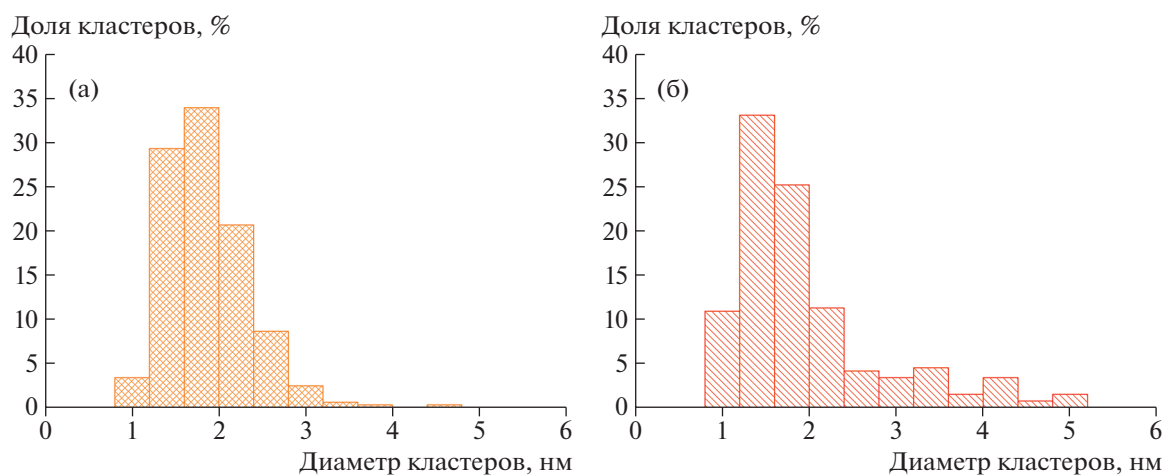


Рис. 6. Распределение кластеров по размеру, наблюдаемых в сплаве W–10Cr–0.5Y после облучения при 500°C до дозы (а) 1 сна и (б) 10 сна.

Для устранения размерного эффекта и определения твердости как облученного слоя, так и подложки, соответствующей необлученному материалу, использовалась модель “геометрически необходимых дислокаций”, предложенная в [33]. В данной модели соотношение твердости материала H на определенной глубине индентирования h представляется в виде

$$H^2 = H_0^2(1 + h^*/h),$$

где H_0 – не зависящий от глубины эквивалент объемной твердости материала, а h^* представляет собой характерную длину, которая зависит от геометрии индентора, плотности дислокаций, создаваемых в процессе погружения индентора в материал, и модуля сдвига данного материала. Данная модель нашла широкое применение при

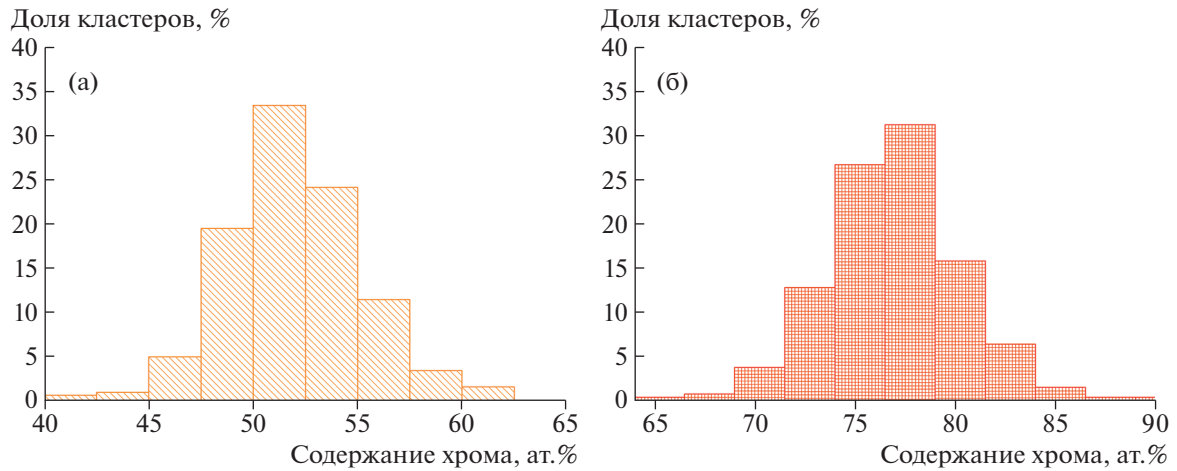


Рис. 7. Распределение хрома в кластерах в сплаве W–10Cr–0.5Y после облучения при 500°C до дозы (а) 1 сна и (б) 10 сна.

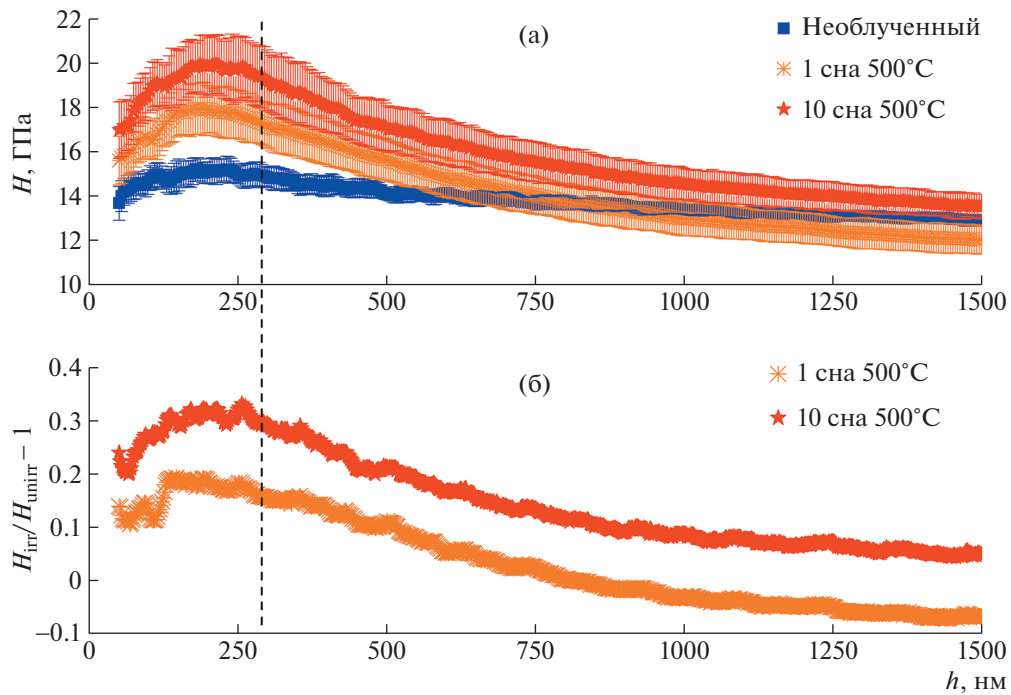


Рис. 8. (а) Зависимость твердости от глубины погружения индентора для сплава W–10Cr–0.5Y для различных режимов облучения. (б) Относительное увеличение твердости облученных образцов. Пунктирной линией показана глубина, до которой наблюдается увеличение твердости облученных сплавов.

определении твердости слоистых структур и, в частности, приповерхностных слоев сталей и сплавов в экспериментах по ионному облучению [34–36]. На рис. 9 представлены полученные результаты в координатах H^2 от $(1/h)$.

Графики для облученного материала можно разбить на два прямолинейных участка. Часть, которая соответствует малым глубинам, отвечает твердости облученного слоя H_{irr} , а та часть, которая отвечает большим глубинам, определяет твер-

дость необлученной подложки H_{unirr} . График для исходного материала по характеру зависимости близок к прямой линии, точка пересечения которой с осью ординат отвечает H_{unirr}^2 — квадрату эквивалента объемной твердости материала. Линейная аппроксимация графиков производилась методом наименьших квадратов. Для определения твердости облученного слоя использовался интервал, отвечающий глубинам индентирования от 150 до 260 нм. Для определения твердости

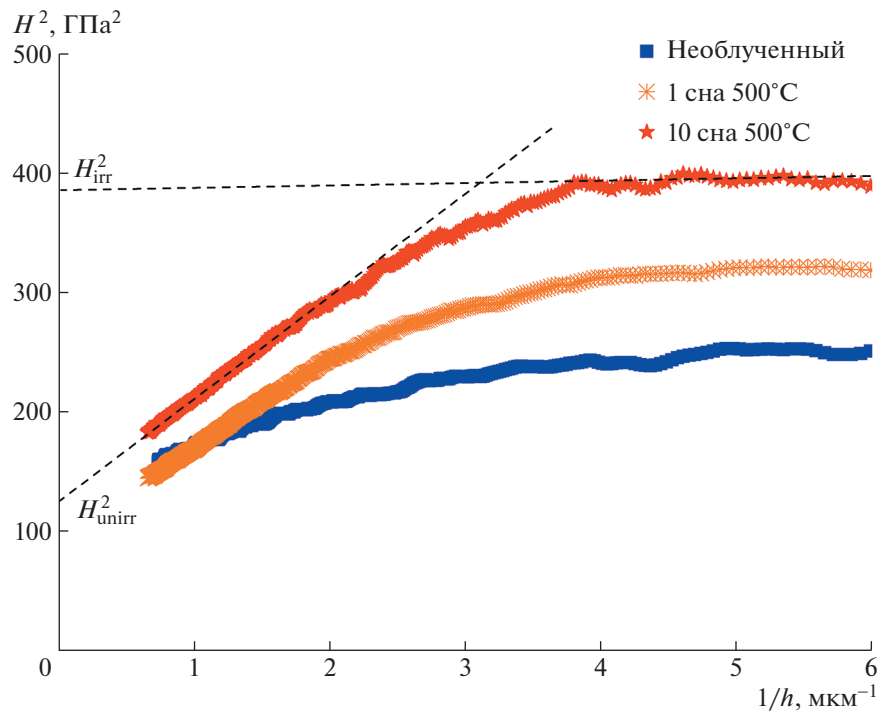


Рис. 9. График квадрата твердости от обратной глубины образцов сплава W–10Cr–0.5Y, облученных ионами 5.6 МэВ Fe²⁺ при 500°C. Пунктирными линиями показан пример линейной аппроксимации и определения твердости неoblученного и облученного слоя образца сплава после облучения до флюенса $1.2 \cdot 10^{16}$ ион/см² (10 сна на глубине микроскопического анализа).

неoblученного массивного материала использовалась часть, отвечающая глубинам от 500 до 1000 нм. Интервал от 260 до 500 нм не использовался, поскольку фактически отвечает переходному слою и является суперпозицией от вкладов облученного слоя и подложки. Результаты по определению твердости представлены в табл. 2. Для пересчета приращения твердости в упрочнение использовалось эмпирическое соотношение $\Delta\sigma = 0.364\Delta H$ [35].

Таблица 2. Результаты измерения твердости методом наноиндентирования сплава W–10Cr–0.5Y до и после облучения ионами 5.6 МэВ Fe²⁺ при 500°C (указаны дозы радиационного повреждения на глубине микроскопического анализа)

	H_{unirr} , ГПа	H_{irr} , ГПа	ΔH , ГПа	$\Delta\sigma$, ГПа
Неoblученный сплав	11.7 ± 0.6	—	—	—
1 сна	10.5 ± 0.8	17 ± 1	7 ± 1	2.5 ± 0.4
10 сна	11.4 ± 0.7	19 ± 2	8 ± 2	2.9 ± 0.6

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Измерения эквивалента объемной твердости материала для всех образцов совпадают в пределах 10%. При этом полученные результаты хорошо коррелируют с результатами измерения микротвердости, представленными в [37]. В результате облучения происходит значительное увеличение твердости сплава на 7 ± 1 и 8 ± 2 ГПа при повреждающих дозах 1 и 10 сна соответственно. Причиной радиационного упрочнения, по-видимому, являются обогащенные хромом кластеры. При наблюдении методами просвечивающей электронной микроскопии данные особенности визуализируются в виде темных точек с размерами менее 3 нм. При этом дефекты в виде черных точек наблюдались вне зависимости от кристаллографической ориентации зерен, исследуемых в зоне облучения, что говорит о том, что источником данного контраста служат не структурные изменения в материале, а перераспределение химических элементов. Аналогичный эффект показан в [22], посвященной исследованию высокоэнтропийного сплава на основе вольфрама WTaCrV после ионного облучения. Авторы, путем сопоставления АЗТ и ПЭМ результатов, показали, что с ростом повреждающей дозы происходит зарождение и уве-

личение плотности дефектов в виде черных точек, которые представляли собой наноразмерные кластеры ванадия и хрома. При этом процесс образования дислокационных петель был подавлен.

Для теоретической оценки вкладов различных микроструктурных радиационно-индуцированных изменений в упрочнение применялась модель упрочняющих барьеров [38]. В данной модели принимается в расчет то, что упрочнение материала обусловлено торможением движущихся дислокаций за счет взаимодействия с различными препятствиями. В качестве короткодействующих препятствий рассматриваются наноразмерные объекты, такие как дислокационные петли, поры, преципитаты и кластеры. Вклад каждого типа объектов можно оценить в виде $\Delta\sigma = M\alpha Gb(Nd)^{0.5}$, где M – фактор Тейлора, G – модуль сдвига, b – модуль вектора Бюргерса дислокаций, α – сила упрочняющего барьера, d и N – средний размер и объемная плотность дислокаций, либо кластеров соответственно. В рассматриваемом случае радиационного упрочнения сплава W–10Cr–0.5Y в качестве барьеров выступают только кластеры. При этом, как следует из результатов количественного томографического атомно-зондового анализа, средние размеры и объемные плотности обогащенных хромом кластеров практически не изменяются в диапазоне доз от 1 до 10 сна, но значительные изменения претерпевает обогащение кластеров по хрому. Это указывает на изменение характеристики кластеров – силы барьера для движения дислокаций. Используя выражение для упрочнения, можно оценить силу барьеров α в зависимости от содержания в кластерах хрома. При расчетах использовались следующие коэффициенты: $G = 161$ ГПа, $M = 3.06$, $b = 0.263$ нм. Для кластеров со средним содержанием хрома 52 ± 2 ат. % сила барьера составила $\alpha_{52} = 0.18 \pm 0.03$, а для кластеров со средним содержанием 77 ± 3 ат. % – $\alpha_{77} = 0.22 \pm 0.05$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящей работе исследовано влияние ионного облучения на микроструктуру и твердость самопассивирующегося сплава W–10Cr–0.5Y. Проведено облучение образцов сплава при температуре 500°C до флюенсов $1.2 \cdot 10^{15}$ и $1.2 \cdot 10^{16}$ ион/см², что соответствует повреждающим дозам 1 и 10 сна на глубине микроскопического анализа 0.8–0.9 мкм. В результате:

(1) В микроструктуре под облучением происходит формирование радиационно-индуцированных дефектов, имеющих контраст в виде черных точек. Размеры данных областей составляют менее 3 нм.

(2) Томографический атомно-зондовый анализ выявил природу наблюдаемых методами просвечивающей электронной микроскопии дефектов в виде черных точек, которыми оказались наноразмерные обогащенные хромом кластеры, образующиеся в результате радиационно-стимулированного распада твердого раствора хрома в матрице W.

(3) Анализ состава кластеров показал, что среднее содержание хрома возрастает от 52 ± 2 ат. % при облучении до 1 сна до 77 ± 3 ат. % при облучении до 10 сна. При этом средний диаметр кластеров сохраняется в пределах 1.8–1.9 нм.

(4) Образование хромовых кластеров приводит к радиационному упрочнению сплава. Величина упрочнения составила 2.5 ± 0.4 и 2.9 ± 0.6 ГПа для доз облучения 1 и 10 сна соответственно.

(5) В рамках модели упрочняющих барьеров получены оценки силы барьеров для кластеров с различным содержанием хрома. Сила барьера составила $\alpha_{52} = 0.18 \pm 0.03$, для кластеров со средним содержанием хрома 52 ± 2 ат. % и $\alpha_{77} = 0.22 \pm 0.05$ для кластеров со средним содержанием 77 ± 3 ат. %.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-15-2021-1352). Облучение, томографический атомно-зондовый анализ и нанотвердометрия образцов выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования КАМИКС (<http://kamiks.iter.ru/>) Национального исследовательского центра “Курчатовский институт” – Курчатовский комплекс теоретической и экспериментальной физики. Приготовление образцов методами фокусированных ионных пучков и анализ методами просвечивающей электронной микроскопии выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования “Структурная диагностика материалов” ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН (<https://kif.ras.ru/ckp/contacts/>).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ/REFERENCES

1. Wittlich K. et al. // Fusion Eng. Des. 2009. V. 84. P. 1982.
2. Hirai T. et al. // J. Nucl. Mater. 2009. V. 390–391. P. 751.
3. Zinkle S.J., Snead L.L. // Ann. Rev. Mater. Res. 2014. V. 44 (1). P. 241–267.
4. Zinkle S.J., Busby J.T. // Mater. Today. 2009. V. 12. P. 12–19.
5. Sato S, Nishitani T. // J. Nucl. Mater. 2003. V. 313–316. P. 690–695.
6. Rebut P.-H. // Fusion Eng. Des. 1995. V. 30 (1–2). P. 85–118.
7. Bachmann C., Arbeiter F., Boccaccini L.V., Coleman M., Federici G., Fischer U., Kemp R., Maviglia F., Mazzone G., Pereslavtsev P., Roccella R., Taylor N., Villari R., Villone F., Weninger R., You J.-H. // Fusion Eng. Des. 2016. V. 112. P. 527–534.

8. Klein F., Gilbert M.R., Litnovsky A., Gonzalez-Julian J., Weckauf S., Wegener T., Schmitz J., Linsmeier Ch., Bram M., Coenen J.W. // *Fusion Eng. Des.* 2020. V. 158. P. 111667.
9. Calvo A., García-Rosales C., Ordás N., Iturriza I., Schlueter K., Koch F., Pintsuk G., Tejado E., Pastor J.Y. // *Fusion Eng. Des.* 2017. V. 124. P. 1118–1121.
10. Sal E. et al. // *Nucl. Mater. Energy.* 2020. V. 24. P. 100770.
<https://doi.org/10.1016/j.nme.2020.100770>
11. Sal E., García-Rosales C., Iturriza I., Andueza I., Burgos N. // *Fusion Eng. Des.* 2019. V. 146 (B). P. 1596–1599.
12. Федин П.А., Прянишников К.Е., Зиятдинова А.В., Козлов А.В., Куйбыда Р.П., Кулевоу Т.В., Бобырь Н.П., Абин Д.А., Руднев И.А., Никитин А.А., Рогожкин С.В. // *Ядерная физика и инжиниринг.* 2023. Т. 14 (5). С. 498–503. [Fedin P.A., Pryanishnikov K.E., Ziyatdinova A.V., Kozlov A.V., Kuybida R.P., Kulevoy T.V., Bobyr N.P., Abin D.A., Rudnev I.A., Nikitin A.A., Rogozhkin S.V. // *Phys. At. Nucl.* 2022. V. 85. Suppl. 2. P. S50–S54].
13. Stoller R., Toloczko M., Was G., Certain A., Dwaraknath S., Garner F. // *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. B.* 2013. V. 310. P. 75.
14. Kinchin G.H., Pease R.S. // *Rep. Prog. Phys.* 1955. V. 18 (1). P. 1–51.
15. Rogozhkin S.V., Lukyanchuk A.A., Raznitsyn O.A., Shutov A.S., Nikitin A.A., Khomich A.A., Iskandarov N.A. // *J. Surf. Investig.* 2018. V. 12. P. 452–459.
16. Aleev A.A., Rogozhkin S.V., Lukyanchuk A.A., Shutov A.S., Raznitsyn O.A., Nikitin A.A., Iskandarov N.A., Korchuganova O.A., Kirillov S.E. Certificate of State Registration of a Computer Program № 2018661876 (September 20, 2018).
17. Шутов А.С., Лукьянчук А.А., Рогожкин С.В. и др. // *Ядерная физика и инжиниринг.* 2018. Т. 9 (4). С. 372–382. [Shutov A.S., Lukyanchuk A.A., Rogozhkin S.V., et al. // *Phys. At. Nucl.* 2019. V. 82. P. 1292–1301].
18. Maslenikov I., Useinov A., Birykov A., Reshetov V. // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2017. V. 256. P. 012003.
19. Oliver W.C., Pharr G.M. // *J. Mater. Res.* 2004. V. 19 (1). P. 3–20.
20. Li X., Bhushan Bh. // *Mater. Character.* 2002. V. 48 (1). P. 11–36.
21. Fukuda M., Hasegawa A., Tanno T., Nogami Sh., Kurishita H. // *J. Nucl. Mater.* 2013. V. 442 (1–3). Suppl. 1. P. S273–S276.
22. El-Atwani O. et al. // *Sci. Adv.* 2019. V. 5 (3). P. aav2002.
<https://doi.org/10.1126/sciadv.aav2002>
23. Dürschnabel M., Klimenkov M., Jäntschi U., Terentiev D. // *Sci. Rep.* 2021. V. 11. P. 7572.
24. Jenkins M.L. // *J. Nucl. Mater.* 1994. V. 216. P. 124–156.
25. El-Atwani O., Esquivel E., Efe M., Aydogan E., Wang Y.Q., Martinez E., Maloy S.A. // *Acta Mater.* 2018. V. 149. P. 206–219.
26. Yi X., Jenkins M.L., Kirk M.A., Zhou Z., Roberts S.G. // *Acta Mater.* 2016. V. 112. P. 105–120.
27. Parish C.M., Field K.G., Certain A.G. et al. // *J. Mater. Res.* 2015. V. 30. P. 1275–1289.
28. Phillips P.J., Brandes M.C., Mills M.J., de Graef M. // *Ultramicroscopy.* 2011. V. 111 (9–10). P. 1483–1487.
<https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2011.07.001>
29. Yao B., Edwards D.J., Kurtz R.J. // *J. Nucl. Mater.* 2013. V. 434 (1–3). P. 402–410.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.12.002>
30. Jägle E., Choi P., Raabe D. // *Microscopy Microanalysis.* 2014. V. 20 (6). P. 1662–1671.
<https://doi.org/10.1017/S1431927614013294>
31. Milman Yu.V., Golubenko A.A., Dub S.N. // *Acta Mater.* 2011. V. 59 (20). P. 7480–7487.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.08.027>
32. Chen J., Bull S.J. // *Surf. Coat. Tech.* 2006. V. 201 (7). P. 4289–4293.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.08.099>
33. Nix W.D., Gao H. // *J. Mech. Phys. Solids.* 1998. V. 46. P. 411–425.
34. Lucas G.E. // *J. Nucl. Mater.* 1993. V. 206. P. 287–305.
35. Busby J.T., Hash M.C., Was G.S. // *J. Nucl. Mater.* 2005. V. 336. P. 267–278.
36. Miyazawa T., Nagasaka T., Kasada R., Hishinuma Y., Muroga T., Watanabe H., Yamamoto T., Nogami S., Hatakeyama M. // *J. Nucl. Mater.* 2014. V. 455. P. 440–444.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.07.059>
37. Calvo A., Schlueter K., Tejado E., Pintsuk G., Ordás N., Iturriza I., Neu R., Pastor J.Y., García-Rosales C. // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2018. V. 73. P. 29–37.
38. Singh B.N., Foreman A.J.E., Trinkaus H. // *J. Nucl. Mater.* 1997. V. 249 (2–3). P. 103–115.

Microstructure and Mechanical Properties of W–10Cr–0.5Y Alloy under Heavy Ion Irradiation

A. A. Nikitin^{1, 2, *, **}, S. V. Rogozhkin^{1, 2}, O. V. Ogorodnikova²,
A. A. Bogachev¹, P. A. Fedin¹, and T. V. Kulevoy¹

¹National Research Centre “Kurchatov Institute”, Moscow, 123182 Russia

²National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Moscow, 115409 Russia

*e-mail: nikitin@itep.ru

**e-mail: AANikitin@mephi.ru

Received October 30, 2023; revised October 31, 2023; accepted October 31, 2023

Abstract—Simulation experiments on radiation resistance of a promising material for fusion reactor, the W–10Cr–0.5Y alloy, were carried out in the work. The alloy samples were irradiated with Fe²⁺ ions with en-

ergy of 5.6 MeV at 500°C to damage doses of 1 and 10 dpa. Transmission electron microscopy and atom probe tomography have shown that as a result of irradiation, a solid solution decomposition with the formation of nanoscale clusters enriched in chromium. The concentration of Cr in clusters is 52 ± 2 and 77 ± 3 at % for radiation doses of 1 and 10 dpa, respectively. The size of the formed clusters is less than 2 nm, and the number density is $\sim 5 \cdot 10^{24} \text{ m}^{-3}$.

Keywords: fusion reactor, tungsten alloy, ion irradiation, atom probe tomography, transmission electron microscopy, radiation-induced process, solid solution decomposition