



УДК 548.4

А.В. Бакаев, Е.Е. Журкин

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет

ХАРАКТЕРИСТИКИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВАХ

Произведен численный расчет энергии образования различных типов протяженных радиационных дефектов при нулевой температуре (0 К) в аустенитном модельном сплаве $Fe_{0,7}Ni_{0,1}Cr_{0,2}$ в рамках метода классической молекулярной динамики. Для изучения термической стабильности рассматриваемых дефектов было проведено моделирование отжига при различных ненулевых температурах.

РАДИАЦИОННЫЙ ДЕФЕКТ, ОТЖИГ, АУСТЕНИТНЫЙ СПЛАВ, МОДЕЛИРОВАНИЕ, МЕТОД КЛАССИЧЕСКОЙ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ.

Введение

В настоящее время аустенитные стали применяются в качестве конструкционных материалов для ряда компонентов активной зоны ядерных реакторов. Для обеспечения безопасной работы реактора к таким материалам предъявляются повышенные требования по запасу прочности, коррозионной и радиационной стойкости.

Воздействие интенсивного потока нейтронов вызывает (в числе прочих эффектов) охрупчивание материала, которое является результатом образования, накопления и роста протяженных радиационных дефектов (в частности таких, как дислокационные петли, поры, радиационно-индуцированные выделения вторых фаз) [1, 2]. Как было установлено в целом ряде экспериментальных работ (см., например, статьи [3–6]), при нейтронном облучении сталей аустенитного класса преобладающим типом радиационных дефектов являются дислокационные петли Франка межузельного типа (в случае, когда нейтронная повреждающая доза, выражаемая в смещениях на атом (с.н.а.), составляет примерно 10^{-3} – 10 с.н.а.). Исследование механизмов образования как дислокационных петель, так и других характерных типов радиационных дефектов, например тетраэдров дефектов упаковки (ТДУ) и пор в материале, является важной задачей радиационной физики и реакторного материаловедения. Подобные радиационные дефекты имеют линейные разме-

ры порядка нескольких нанометров [3–5], и их экспериментальное изучение необходимо проводить в условиях внешней нагрузки при различных температурах. Экспериментальное исследование влияния нейтронного облучения и последующий анализ образцов представляет собой крайне сложный и дорогостоящий процесс, поэтому существует необходимость в альтернативных способах исследования. В настоящее время атомистическое численное моделирование рассматривается как перспективный способ получения дополнительной информации о механизмах влияния радиационного облучения на свойства материалов [2].

Как известно, свободная энергия различных типов дефектов зависит от их размера и от окружающей температуры. В связи с этим для предсказания морфологии дефектов, которые формируются при нейтронном облучении аустенитных сплавов, необходимо знать зависимость энергии образования от размера дефекта. Вероятность образования дефекта с наименьшей энергией должна быть максимальной. В результате роста дефектов по мере воздействия излучения, с увеличением их размера, энергии образования дефектов могут изменяться, что может привести к изменению соотношений между величинами энергий образования дефектов различного типа. В этом случае дефект может трансформироваться из одного типа в другой. Например, петля Франка, достигая определенного критического размера, превращается в полную петлю [7]. Энергия

образования дислокационных дефектов определяется энергией дефекта упаковки (ЭДУ), модулем сдвига и коэффициентом Пуассона [7, 8].

Энергетические параметры радиационных дефектов уже были изучены в чистых материалах (например, в меди) с гранецентрированной кубической (ГЦК) кристаллической решеткой [9, 10]. Однако для аустенитных сплавов железа (они также имеют ГЦК-решетку), характерны низкие значения величины энергии дефекта упаковки (около 20 мДж/м²) и относительно высокие значения модуля упругости (80 ГПа), что не реализуется ни в одном из чистых металлов, имеющих ГЦК-решетку. Поскольку до недавнего времени не было разработано подходящей модели межатомного потенциала взаимодействия, который позволил бы корректно воспроизвести вышеуказанное соотношение между ЭДУ и модулем упругости для аустенитных сплавов, атомистическое моделирование свойств дефектов в таких сплавах до сих пор не проводилось.

Основными легирующими компонентами аустенитной стали являются никель и хром, вариация концентраций которых приводит к изменению энергии дефекта упаковки (ЭДУ). Поэтому сплав Fe_{0,7}Ni_{0,1}Cr_{0,2} часто используется как модельный для изучения свойств аустенитных сталей 304L и 316L (их российские аналоги – марки 03X18H11 и 03X16H15M3, соответственно), применяемых в качестве конструкционных материалов реакторов.

Целью данной работы является численная оценка энергии образования различных типов радиационных дефектов в модельном аустенитном сплаве Fe_{0,7}Ni_{0,1}Cr_{0,2} (он имеет ГЦК-решетку) при нулевой температуре ($T = 0$ К) с помощью атомистического моделирования (в рамках метода классической молекулярной динамики), а также верификация полученных результатов путем сравнения с оценками, выполненными с помощью известных теоретических выражений. Для изучения термической стабильности рассматриваемых дефектов проведено моделирование отжига при различных ненулевых температурах. Подтверждение (в рамках рассматриваемого атомистиче-

ского подхода) энергетической стабильности вышеуказанных дефектов при конечной температуре позволит впоследствии провести моделирование взаимодействия подвижных дислокаций с радиационными дефектами на атомарном уровне, охарактеризовать механизмы такого взаимодействия и вычислить значения критического напряжения сдвига, необходимого для преодоления дислокацией дефекта-препятствия. Эти параметры, в свою очередь, могут быть в дальнейшем использованы в методе дискретной дислокационной динамики, позволяющем рассматривать движение дислокаций в поле случайно распределенных дефектов на масштабах порядка микрометров, что позволит перейти к количественному прогнозу изменения механических свойств аустенитных сталей и сплавов под воздействием нейтронного облучения.

Методика исследования

В качестве метода исследования использовалось компьютерное моделирование в рамках метода классической молекулярной динамики (МД), который позволяет отслеживать индивидуальные траектории каждой из частиц изучаемой системы путем интегрирования уравнений движения Ньютона. Математические основы метода МД детально описаны в целом ряде монографий (см., например, книгу [11]). Для проведения вычислений использовался стандартный алгоритм молекулярной динамики, при этом использована версия, ранее разработанная авторами работы [12]. При анализе мгновенных конфигураций атомов с целью эффективного поиска ближайших соседей каждого атома в модельном кристалле использовалась численная процедура так называемого метода «связанных ячеек» [11].

Для вычисления сил взаимодействия между атомами использовался недавно созданный потенциал [13], который базируется на широко известной модели погруженного атома, но при этом оптимизирован с целью корректного воспроизведения механических свойств аустенитных сплавов Fe-Ni-Cr при различном содержании легирующих элементов. Данный потенциал позволяет с хорошей точностью воспроизвести значе-

ния энергии когезии, констант решетки, констант упругости C_{11} , C_{12} , C_{44} , энергии образования и миграции вакансий, энергии образования различных межузельных конфигураций (гантелей $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$), а также межузлий в октаэдрических и тетраэдрических позициях), ЭДУ как для чистых материалов (железо, никель, хром), так и для сплава $Fe_{0,7}Ni_{0,1}Cr_{0,2}$. При этом достигается хорошее согласие с опубликованными ранее экспериментальными данными,

а также с результатами, полученными с помощью метода *ab initio* (детали сравнений приведены в статье [13]).

Молекулярно-динамические расчеты выполнялись при $T = 0$ К для дефектов различного типа, характеристики которых приведены в таблице. Выбранный модельный кристалл соответствует параллелепипеду с размерами $42,4a_0 \times 44,1a_0 \times 53,7a_0$ (a_0 – постоянная решетки, равная $3,51595 \text{ \AA}$) и содержит порядка 400 тыс. атомов.

Таблица

Типы радиационных дефектов и их характеристики, рассмотренные в рамках метода молекулярной динамики (МД)

Номер	Тип дефекта	Размер, нм	Число атомов в дефекте
1	Пора	0,7	17
		2,1	444
		3,5	2109
2	Тетраэдр дефектов упаковки (ТДУ)	1,5	15
		3,0	54
		5,2	153
		7,0	276
		8,8	435
10,7	630		
3	Круглая полная петля, $\mathbf{b} = (1/2) \langle 110 \rangle$	1,4	36
		4,2	316
		7,0	887
		9,8	1742
4	Круглая петля Франка, $\mathbf{b} = (1/3) \langle 111 \rangle$	1,4	31
		4,2	253
		7,0	733
		9,8	1417
5	Гексагональная петля Франка; стороны вдоль направлений типа $\langle 110 \rangle$, $\mathbf{b} = (1/3) \langle 111 \rangle$	1,0	19
		3,0	127
		5,0	331
		7,0	631
		9,0	1027
6	Гексагональная петля Франка; стороны вдоль направлений типа $\langle 112 \rangle$, $\mathbf{b} = (1/3) \langle 111 \rangle$	1,7	43
		5,2	343
		8,6	931
		12,1	1807

Примечания. 1. Размер дефекта определялся как диаметр для поры, петли и как радиус описанной сферы для тетраэдра дефектов упаковки (ТДУ).

2. Все дислокационные петли рассматривались в двух конфигурациях: межузельной и вакансионной. Обозначение: \mathbf{b} – вектор Бюргера.

Все дислокационные петли рассматривались в двух конфигурациях: межузельной и вакансионной. Обе конфигурации создавались путем удаления либо внедрения атомных плоскостей в форме диска, с учетом соответствующей ориентации вектора Бюргера \mathbf{b} и контуров граней экстраплоскости вдоль линии дислокации (см. таблицу).

Затем конфигурации, обладающие минимальной потенциальной энергией, использовались в качестве начальных конфигураций для молекулярно-динамических расчетов при ненулевой температуре, в которых исследовалась стабильность дефектов при температурах T , варьируемых в пределах 300 – 1200 К. Температура инициализировалась путем раздачи скоростей каждому из атомов, согласно следующей процедуре: вначале всем атомам системы раздаются импульсы согласно распределению Максвелла, соответствующему температуре $2T$ (T – тре-

буемая температура). Далее рассчитывался полный импульс системы, после чего производился одновременный пересчет всех скоростей таким образом, чтобы обнулить полный импульс системы. Мы использовали следующую процедуру для установления динамического равновесия: на протяжении 10 тыс. шагов происходит интегрирование уравнений движения, при этом через каждые 100 шагов импульсы всех атомов перенормируются таким образом, чтобы полная кинетическая энергия системы соответствовала требуемой температуре.

Результаты и их обсуждение

Зависимости энергии образования протяженных дефектов от числа содержащихся в них точечных дефектов (вакансий/межузлий) и от линейного размера протяженного дефекта представлены на рис. 1. Установлено, что в диапазоне рассмотрен-

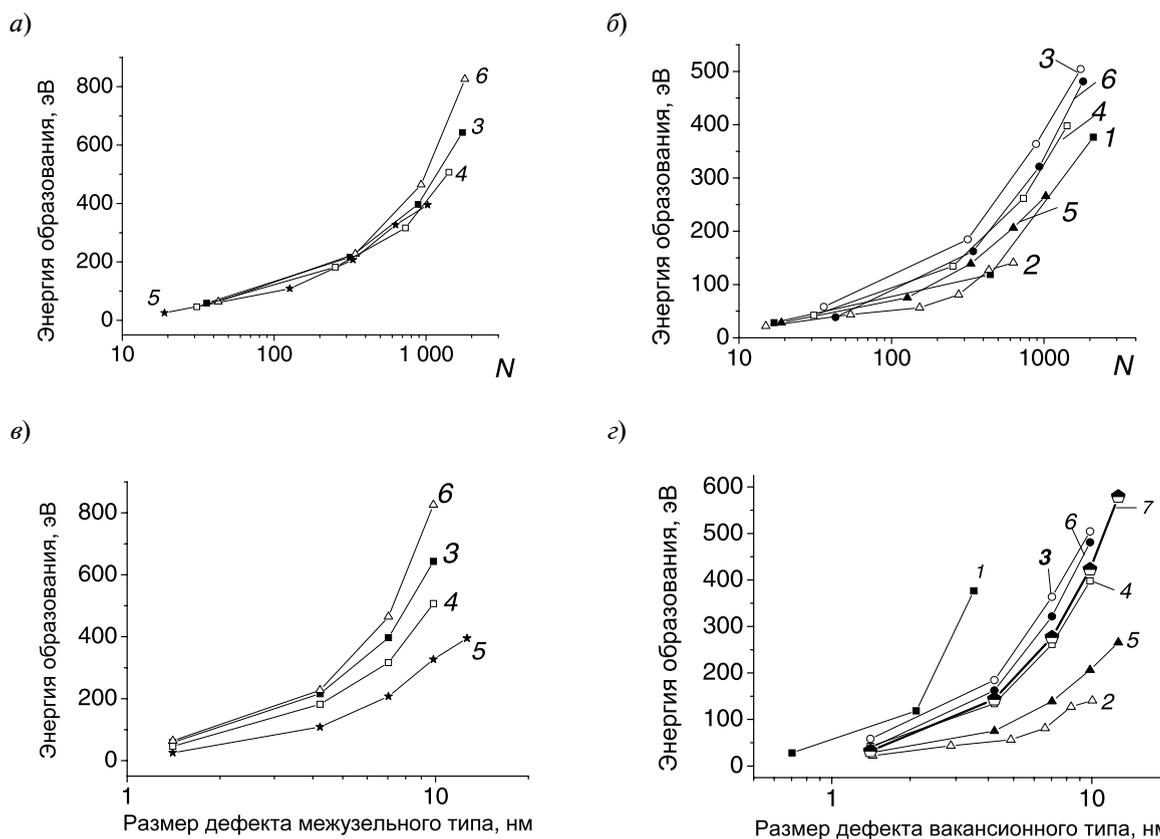


Рис. 1. Зависимости энергии образования межузельных (а, в) и вакансионных (б, г) дефектов от числа N межузлий (а), вакансий (б) и диаметров дефектов двух типов (в, г).

Номера кривых 1–6 соответствуют приведенным в таблице; 7 – результаты расчета по аналитическому выражению согласно [14] для гексагональной петли Франка

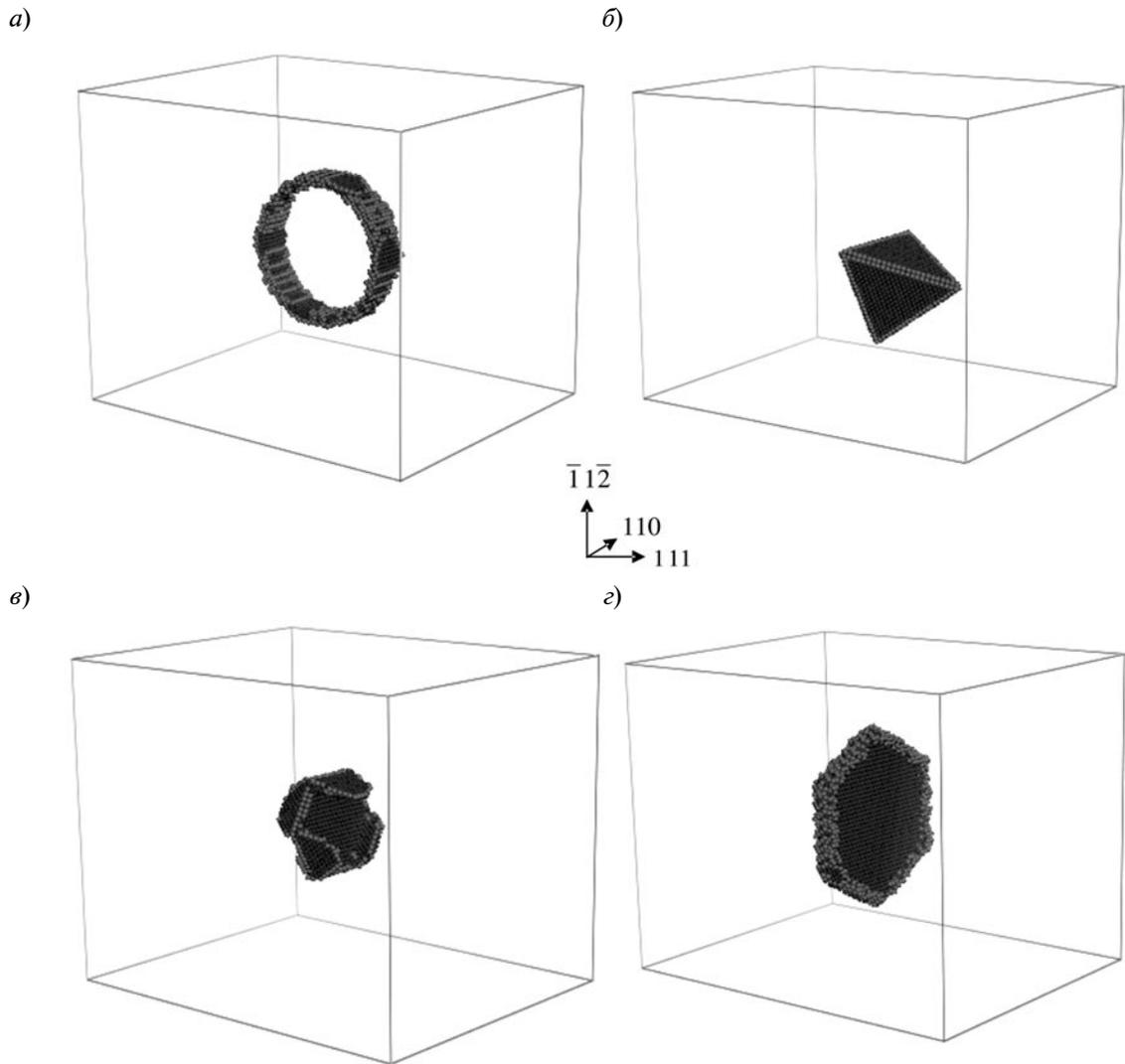
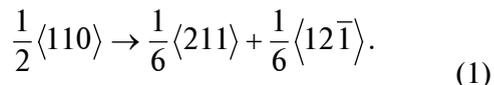


Рис. 2. Атомные конфигурации рассмотренных типов дефектов различного диаметра d :
 а – межузельная полная петля; б – тетраэдр дефектов упаковки; в – вакансионная гексагональная петля Франка со сторонами вдоль направлений типа $\langle 110 \rangle$; з – межузельная гексагональная петля Франка со сторонами вдоль направлений типа $\langle 112 \rangle$.
 Ориентация кристалла во всех случаях соответствует указанной системе координат.
 Значения d , нм: 9,8 (а); 7,0 (б); 5,0 (в); 12,1(з)

ных размеров дефектов в случае дефектов межузельного типа наименьшей энергией обладает гексагональная петля Франка с сегментами дислокации, ориентированными вдоль сторон шестиугольника – направлений типа $\langle 110 \rangle$, в то время как в случае дефектов вакансионного типа наименьшей энергией обладает ТДУ, что подтверждено экспериментально в работе [5]. В связи с этим можно сделать вывод о том, что указанные дефекты будут преимущественно

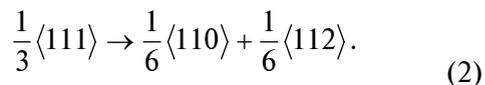
формироваться как результат эволюции каскадов смещений, вызванных первично выбитыми атомами, которые, в свою очередь, инициируются быстрыми нейтронами.
 Примеры визуализации атомных конфигураций ряда дефектов (полной дислокационной петли, петель Франка и др.) приведены на рис. 2. Было установлено, что в случае полной дислокационной петли происходит расщепление определенных сегментов в плоскостях $\{111\}$ на две ча-

стичные дислокации с векторами Бюргера $\langle 110 \rangle$ вследствие дислокационной реакции вида:



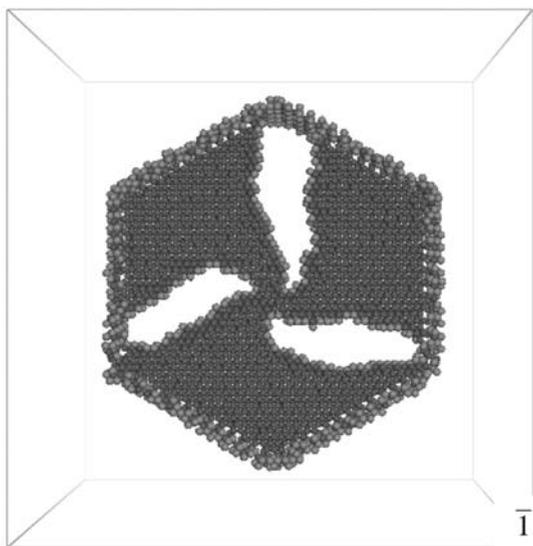
В случае петель Франка со сторонами

вдоль направлений типа $\langle 110 \rangle$ происходит расщепление сегментов за счет следующей реакции:

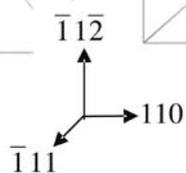
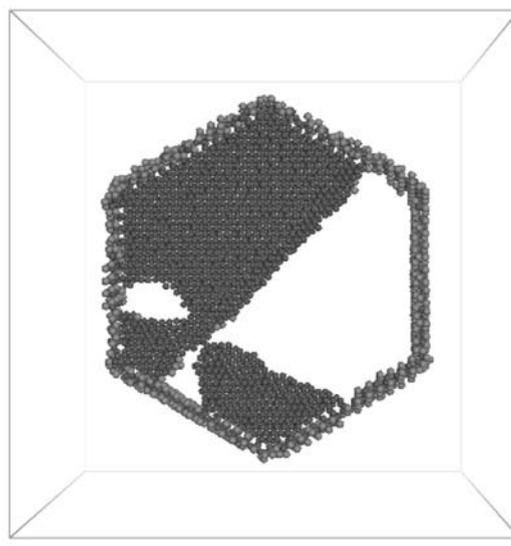


Расщепления в случае петель Франка с

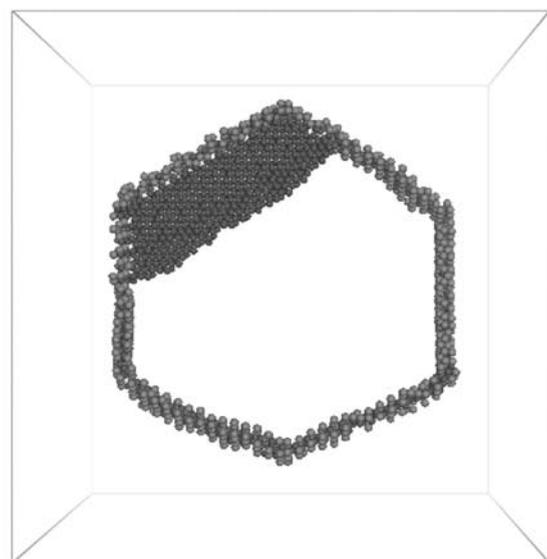
а)



б)



в)



г)

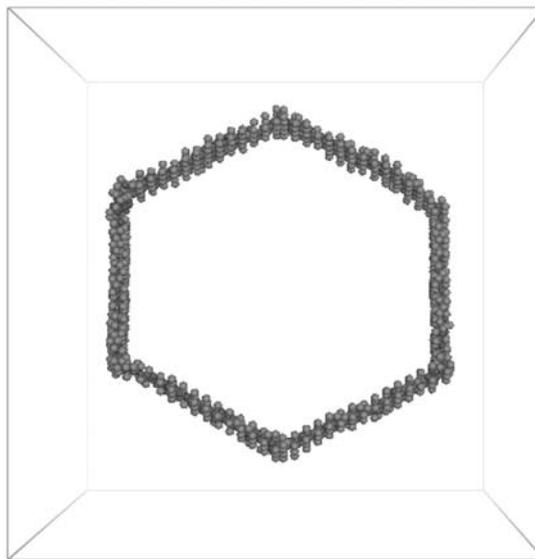


Рис. 3. Моделирование межузельной дислокационной петли Франка диаметром 12,1 нм со сторонами вдоль направлений типа $\langle 112 \rangle$ в различные моменты времени, пс: 1 (а), 9(б), 12(в), 15(г). Показана ориентация монокристалла; $T = 300\text{K}$

сегментами дислокации, ориентированными вдоль направлений типа $\langle 112 \rangle$, не происходит, так как эти участки петли не содержатся ни в одной из кристаллографических плоскостей $\{111\}$.

Для случая вакансионных дефектов было проведено сравнение результатов молекулярно-динамического моделирования при $T = 0$ К с оценками, полученными с помощью аналитических моделей, которые опубликованы в статьях [8, 14]. Установлено, что для всех типов вакансионных дефектов (см., например, рис. 1, *з*, на котором представлены результаты расчета по аналитической формуле, приведенной в статье [14], для гексагональных петель Франка) результаты МД-моделирования соответствуют теоретическим оценкам. Исключениями являются петли Франка с дислокационными сегментами, ориентированными вдоль направлений типа $\langle 110 \rangle$, поскольку в этом случае происходит расщепление дислокаций, которое не учитывается в аналитических моделях.

Моделирование отжига радиационных дефектов при конечных температурах и временах отжига до 100 пс показало, что все типы радиационных дефектов стабильны при рассмотренных температурах (300, 600, 900, 1000, 1100 и 1200 К), за исключением межузельной дислокационной петли Франка с сегментами дислокационной линии, ориентированными вдоль направлений типа $\langle 112 \rangle$. В последнем случае было отмечено превращение такой петли в полную при температурах 300, 1000 и 1200 К, что показано на рис. 3. Этот процесс трансформации петли вызван зарождением трех пар частичных дислокаций внутри петли (см. рис. 3, *а*). Зародившиеся дислокации отталкиваются друг от друга (см. рис. 3, *б*) и устраняют дефект упаковки (см. рис. 3, *в*, *г*).

Заключение

Таким образом, в данной работе проведено молекулярно-динамическое моделирование свойств протяженных дефектов в модельном аустенитном сплаве $\text{Fe}_{0,7}\text{Ni}_{0,1}\text{Cr}_{0,2}$ с использованием нового по-

тенциала межатомного взаимодействия. Такой потенциал создан для сталей системы Fe-Ni-Cr и оптимизирован с целью воспроизведения механических свойств аустенитных сплавов, подвергнутых нейтронному облучению. Установлено, что среди протяженных радиационных дефектов, имеющих линейные размеры в пределах 1–10 нм, наименьшей энергией обладает гексагональная петля Франка с сегментами дислокации, ориентированными вдоль направлений типа $\langle 110 \rangle$ (в случае дефектов межузельного типа) и тетраэдр дефектов упаковки (в случае дефектов вакансионного типа). Этот результат соответствует экспериментальным наблюдениям. Проведенный анализ показал, что для всех типов стабильных вакансионных дефектов результаты МД-моделирования соответствуют теоретическим оценкам.

Верификация энергетической стабильности типичных радиационных дефектов, выполненная в рамках атомистической модели, позволяет сделать вывод о пригодности разработанной атомистической модели для исследований механизмов взаимодействия дислокаций с радиационными дефектами в аустенитных сплавах. Это наглядно продемонстрировано, в частности, для межузельных петель Франка и ТДУ в модельном сплаве $\text{Fe}_{0,7}\text{Ni}_{0,1}\text{Cr}_{0,2}$ как при нулевой, так и при ненулевых температурах 300–1200 К. В последующих работах предполагается изучить как возможные механизмы такого взаимодействия на атомарном уровне, так и провести соответствующие оценки критического напряжения сдвига. Указанные оценки, в свою очередь, можно использовать для параметризации метода дислокационной динамики. Последний позволяет моделировать движение дислокаций в поле дефектов на масштабе расстояний порядка нескольких микрон. Подобные исследования необходимы для выяснения механизмов пластической деформации сталей аустенитного класса при нейтронном облучении.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Was G.S. Fundamentals of radiation materials science. Metals and alloys. New York: Springer, 2007. 827 p.
2. Кирсанов В.А. ЭВМ-эксперимент в атомном материаловедении. М.: Энергоатомиздат, 1990. 303 с.
3. Pokor C., Brechet Y. Irradiation damage in 304 and 316 stainless steels: experimental investigation and modeling. Part I: Evolution of the microstructure // Journal of Nuclear Materials. 2004. Vol. 326, pp. 19-29.
4. Pokor C., Brechet Y. Irradiation damage in 304 and 316 stainless steels: experimental investigation and modeling. Part II: Irradiation induced hardening // Journal of Nuclear Materials. 2004. Vol. 326, pp. 30-37.
5. Zinkle S.J., Maziasz P.J., Stoller R.E. Dose dependence of the microstructural evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steel // Journal of Nuclear Materials. 1993. Vol. 206, pp. 266-286.
6. Неустроев В.С., Островский З.Е., Белозеров С.В. Эволюция микроструктуры стали типа X18H10T при низкотемпературном облучении нейтронами как основной фактор упрочнения // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 2007. № 6. С. 78–81.
7. Bacon D.J., Hull D. Introduction to dislocations; 4th edition. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2001. 242 p.
8. Sigler J.A., Kuhlmann-Wilsdorf D. Calculation on the mechanical energy of vacancy condensation loops, stacking fault tetrahedra, and voids // Physica status solidi. 1967. Vol. 21, pp. 545-556.
9. Osetsky Y.N., Serra A., Singh B.N., Golubov S.I. Structure and properties of clusters of self-interstitials in bcc and fcc metals // Philosophical Magazine A. 2000. Vol. 80, pp. 2131-2157.
10. Osetsky Y.N., Victoria M., Serra A., Golubov S.I., Priego V. Computer simulation of vacancy and interstitial clusters in BCC and FCC metals // Journal of Nuclear Materials. 1997. Vol. 251, pp. 34-48.
11. Allen M.P., Tildesley D.J. Computer simulation of liquids. Oxford: Clarendon Press, 1987. 387 p.
12. Osetsky Y.N., Bacon D.J. An atomic-level model for studying the dynamics of edge dislocations in metals // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2003. Vol. 11, pp. 427-446.
13. Bonny G., Terentyev D., Pasianot R.C., Ponce S., Bakaev A. Interatomic potential to study plasticity in stainless steels: the FeNiCr model alloy // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2011. Vol. 19, No. 8. P. 085008.
14. Johnson R.A. Calculations for the stability of voids, stacking-fault tetrahedra, and dislocation loops in nickel // Philosophical Magazine. 1967. Vol. 16, pp. 553-564.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

БАКАЕВ Александр Викторович – аспирант кафедры экспериментальной ядерной физики Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул, 29
bakaev_vic@mail.ru

ЖУРКИН Евгений Евгеньевич – доктор физико-математических наук, доцент кафедры экспериментальной ядерной физики Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул, 29
ezhurkin@phmf.spbstu.ru

Bakaev A.V., Zhurkin E.E. CHARACTERIZATION OF RADIATION DEFECTS IN AUSTENITIC ALLOYS.

Numerical calculation of formation energy of different radiation defects at zero temperature ($T = 0$ K) in the austenitic $\text{Fe}_{0.7}\text{Ni}_{0.1}\text{Cr}_{0.2}$ model alloy using classical molecular dynamics method has been carried out. Thermal stability of the radiation defects by means of annealing modeling at different non-zero temperatures was studied.

RADIATION DEFECT, ANNEALING, AUSTENITIC ALLOY, MODELING, CLASSICAL MOLECULAR DYNAMICS METHOD.



REFERENCES

1. Was G.S. *Fundamentals of radiation materials science. Metals and alloys*. N.Y., Springer, 2007, 827 p.
 2. Kirsanov V.A. *EVM-eksperiment v atomnom materialovedenii*. Moscow, Energoatomizdat, 1990, 303 p. (rus)
 3. Pokor C., Brechet Y. Irradiation damage in 304 and 316 stainless steels: experimental investigation and modeling. Part I: Evolution of the microstructure. *Journal of Nuclear Materials*, 2004, Vol. 326, pp. 19-29.
 4. Pokor C., Brechet Y. Irradiation damage in 304 and 316 stainless steels: experimental investigation and modeling. Part II: Irradiation induced hardening. *Journal of Nuclear Materials*, 2004, Vol. 326, pp. 30-37.
 5. Zinkle S.J., Maziasz P.J., Stoller R.E. Dose dependence of the microstructural evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steel. *Journal of Nuclear Materials*, 1993, Vol. 206, pp. 266-286.
 6. Neustroev V.S., Ostrovskiy Z.E., Belozero S.V. Evolyutsiya mikrostruktury stali tipa Kh18N10T pri nizkotemperaturnom obluchenii neytronami kak osnovnoy faktor uprochneniya. *Voprosy atomnoy nauki i tekhniki. Seriya: Fizika radiatsionnykh povrezhdeniy i radiatsionnoe materialovedenie*, 2007, No.6, pp. 78-81. (rus)
 7. Bacon D.J., Hull D. *Introduction to dislocations*. 4th edition. Butterworth-Heinemann, 2001, 242 p.
 8. Sigler J.A., Kuhlmann-Wilsdorf D. Calculation on the mechanical energy of vacancy condensation loops, stacking fault tetrahedra, and voids. *Physica status solidi*, 1967, Vol. 21, pp. 545-556.
 9. Osetsky Y.N., Serra A., Singh B.N., Golubov S.I. Structure and properties of clusters of self-interstitials in BCC and FCC metals. *Philosophical Magazine A*, 2000, Vol. 80, pp. 2131-2157.
 10. Osetsky Y.N., Victoria M., Serra A., Golubov S.I., Priego V. Computer simulation of vacancy and interstitial clusters in BCC and FCC metals. *Journal of Nuclear Materials*, 1997, Vol. 251, pp. 34-48.
 11. Allen M.P., Tildesley D.J. *Computer simulation of liquids*. Oxford: Clarendon Press, 1987, 387 p.
 12. Osetsky Y.N., Bacon D.J. An atomic-level model for studying the dynamics of edge dislocations in metals. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2003, Vol. 11, pp. 427-446.
 13. Bonny G., Terentyev D., Pasianot R.C., Ponce S., Bakaev A. Interatomic potential to study plasticity in stainless steels: the FeNiCr model alloy. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2011, Vol. 19. No. 8, P. 085008.
- Johnson R.A. Calculations for the stability of voids, stacking-fault tetrahedra, and dislocation loops in nickel. *Philosophical Magazine*, 1967, Vol. 16, pp. 553-564.

THE AUTHORS

BAKAEV Alexander V.

St. Petersburg State Polytechnical University
29 Politekhnikeskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
bakaev_vic@mail.ru

ZHURKIN Evgeny E.

St. Petersburg State Polytechnical University
29 Politekhnikeskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
ezhurkin@phmf.spbstu.ru