



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  $\text{Fe}_{0,7}\text{Ni}_{0,1}\text{Cr}_{0,2}$  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/м<sup>2</sup>) 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<sub>0,7</sub>Ni<sub>0,1</sub>Cr<sub>0,2</sub> 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<sub>0,7</sub>Ni<sub>0,1</sub>Cr<sub>0,2</sub> (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-

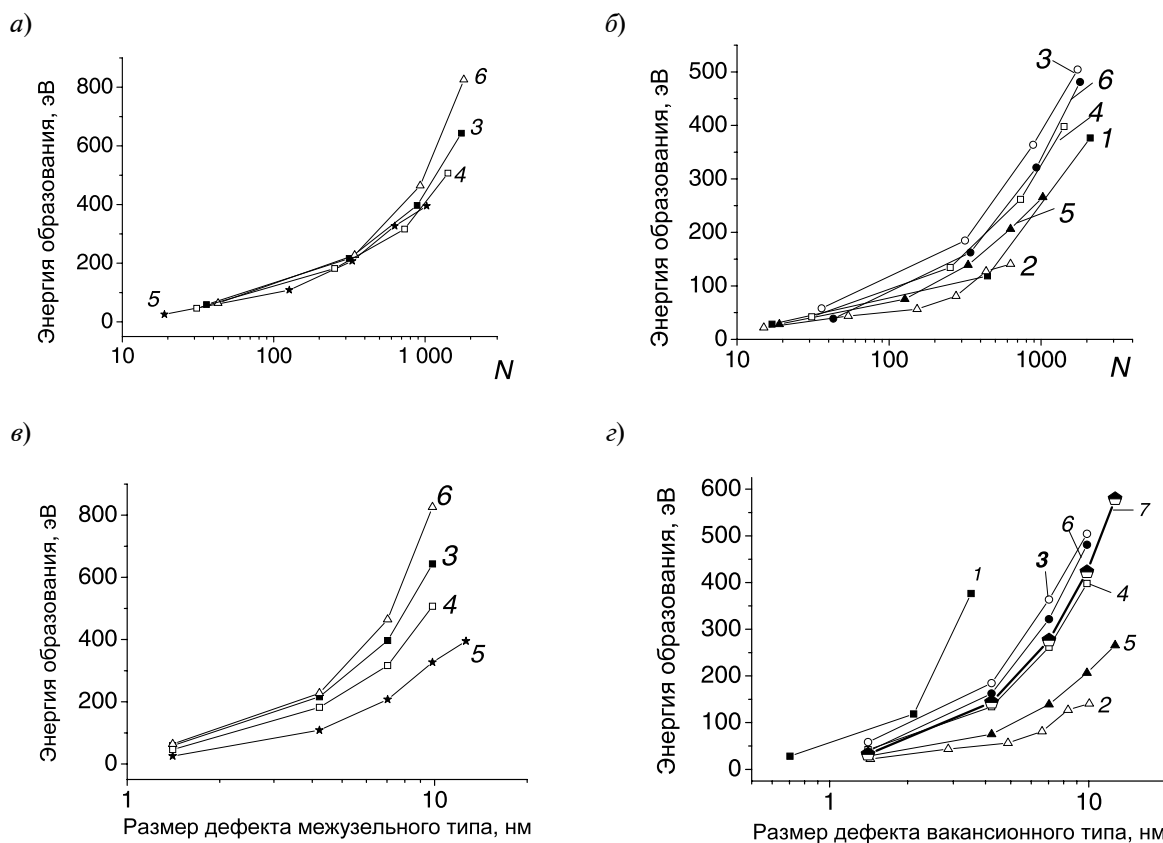


Рис. 1. Зависимости энергии образования межузельных (а, в) и вакансионных (б, г) дефектов от числа  $N$  межузлий (а), вакансий (б) и диаметров дефектов двух типов (в, г).

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

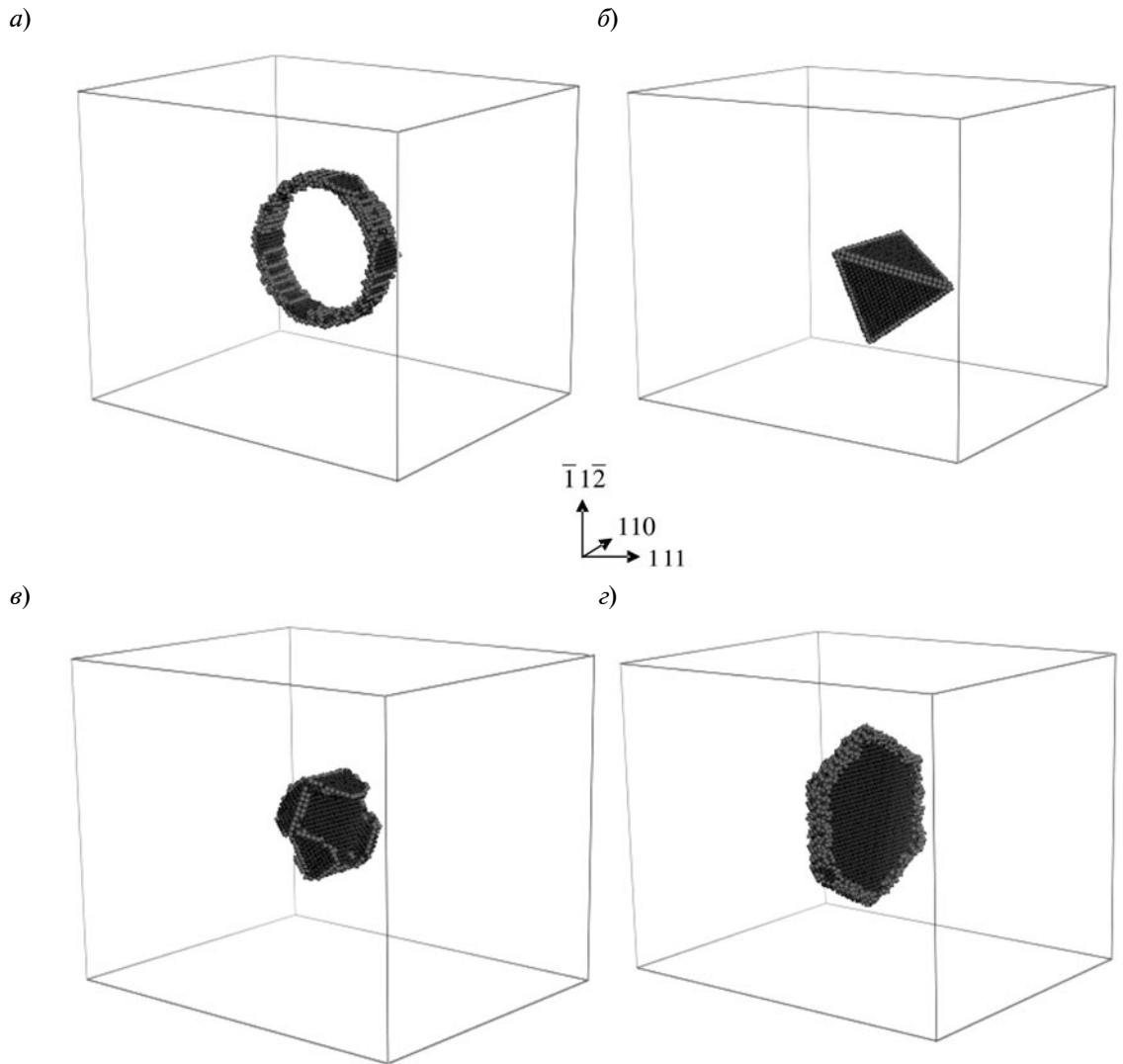
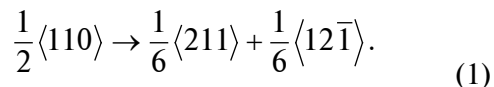


Рис. 2. Атомные конфигурации рассмотренных типов дефектов различного диаметра  $d$ :  
 а – межузельная полная петля; б – тетраэдр дефектов упаковки; в – вакансионная гексагональная петля Франка со сторонами вдоль направлений типа  $\langle 110 \rangle$ ; з – межузельная гексагональная петля Франка со 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

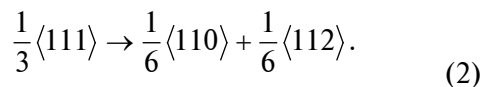
формироваться как результат эволюции каскадов смещений, вызванных первично выбитыми атомами, которые, в свою очередь, инициируются быстрыми нейтронами.  
 Примеры визуализации атомных конфигураций ряда дефектов (полной дислокационной петли, петель Франка и др.) приведены на рис. 2. Было установлено, 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:



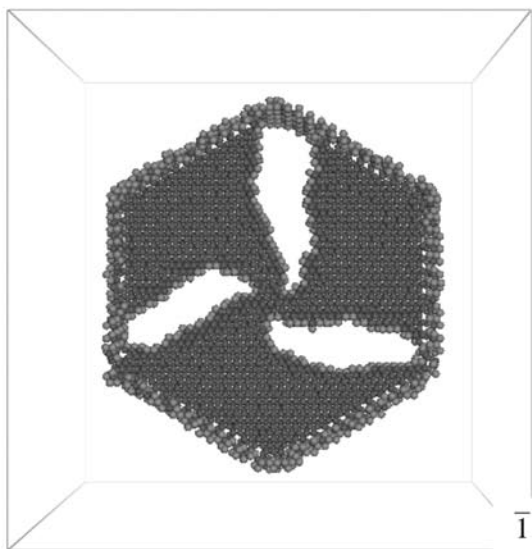
В случае петель Франка со сторонами

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

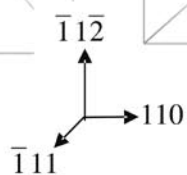
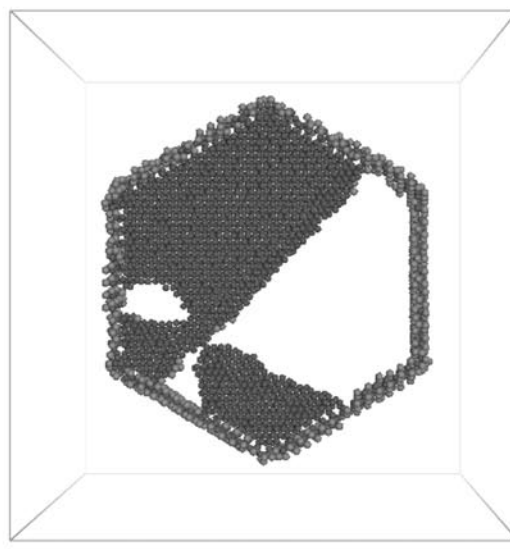


Расщепления в случае петель Франка с

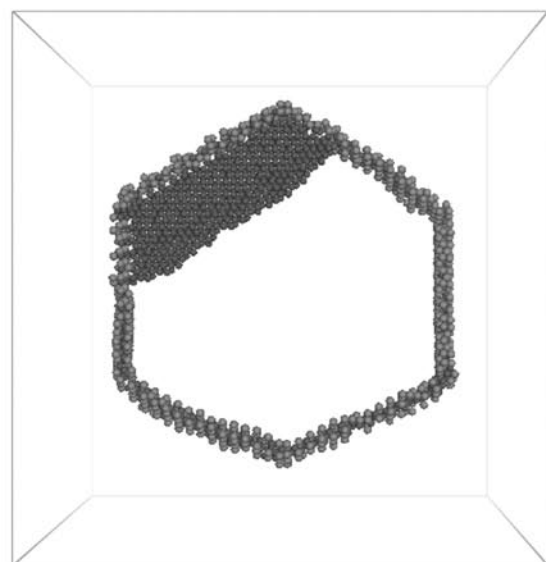
а)



б)



в)



г)

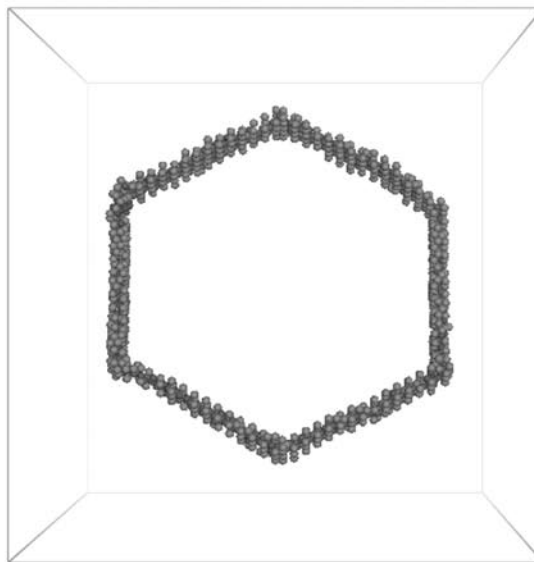


Рис. 3. Моделирование межузельной дислокационной петли Франка диаметром 12,1 нм со сторонами вдоль направлений типа  $\langle 112 \rangle$  в различные моменты времени, пс: 1 (а), 9(б), 12(в), 15(г). Показана ориентация монокристалла;  $T = 300\text{K}$

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; 4<sup>th</sup> 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  $Fe_{0.7}Ni_{0.1}Cr_{0.2}$  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*. 4<sup>th</sup> 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