

УДК 538.97; 544.032.6

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕХАНИЧЕСКИ НАГРУЖЕННЫХ КРИСТАЛЛИТАХ ПРИ РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

А.В. Корчуганов¹, К.П. Зольников^{1, 2}, Д.С. Крыжевич^{1, 2}, В.М. Чернов^{2, 3}, С.Г. Псахье^{1, 4, 5}

¹ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

³ Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара, Москва, Россия

⁴ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

⁵ Сколковский институт науки и технологий, Сколково, Россия

Изучение механизмов зарождения пластической деформации в металлах и сплавах при облучении и механическом нагружении является актуальной задачей материаловедения. Исследованы особенности зарождения и развития дефектной структуры в механически нагруженных кристаллитах железа, ванадия и меди при радиационном облучении. Расчёты проводились на основе молекулярно-динамического подхода. Механическое нагружение осуществлялось таким образом, чтобы объём моделируемого кристаллита оставался постоянным. Энергия первично-выбитого атома, формирующего каскад атомных смещений в нагруженном кристаллите, варьировалась в интервале от 0,05 до 50 кэВ. Каскады атомных смещений могут вызывать масштабные структурные перестройки в зоне значительно большей, чем радиационно-повреждённая область. Такие структурные перестройки аналогичны тем, что происходят при механическом нагружении образцов. В железе и ванадии они реализуются на основе механизма двойникования, в меди — посредством зарождения петель частичных дислокаций.

Ключевые слова: кристаллы железа, ванадия, меди, механические напряжения, облучение, каскады атомных смещений, пластическая деформация, молекулярная динамика.

MD SIMULATION OF PLASTIC DEFORMATION NUCLEATION IN STRESSED CRYSTALLITES UNDER IRRADIATION

A.V. Korchuganov¹, K.P. Zolnikov^{1, 2}, D.S. Kryzhevich^{1, 2}, V.M. Chernov^{2, 3}, S.G. Psakhie^{1, 4, 5}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

² National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

³ A.A. Bochvar High-Technology Scientific Research Institute for Inorganic Materials, Moscow, Russia

⁴ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

⁵ Skolkovo Institute of Science and Technology, Skolkovo, Russia

Investigation of plasticity nucleation in metals and alloys under irradiation and mechanical loading is one of the actual problems of materials science. Features of nucleation and evolution of defect system in stressed iron, vanadium and copper crystallites under irradiation are studied by molecular dynamics simulations. Crystallite volume was constant during deformation of specimens. Energy of primary knock-on atom forming atomic displacement cascade in stressed specimens is varied from 0.05 to 50 keV. It was found that atomic displacement cascades in such crystallites may cause global structural changes in region greater than radiation damaged zone. These changes are similar to ones taking place during mechanical loading of specimens. They are realized by twinning in iron and vanadium and by formation of partial dislocation loops in copper.

Key words: iron, vanadium, copper crystals, mechanical stresses, irradiation, atomic displacement cascades, plastic deformation, molecular dynamics.

ВВЕДЕНИЕ

Создание конструкционных материалов для ядерных и термоядерных реакторов требует детального изучения характера и особенностей структурных изменений в материалах на атомном уровне при механических, термических и радиационных воздействиях. Это объясняется тем, что формирование дефектной структуры, которое впоследствии ведёт к изменению эксплуатационных свойств, начинается на атомном уровне [1]. Следует отметить, что высокоэнергетические динамические нагрузки и необходимость высокого пространственного и временного разрешения не позволяют экспериментально отслеживать зарождение и эволюцию структурных изменений на микроуровне. В связи с этим результаты компьютерного моделирования, как правило, являются единственным источником информации о процессах, протекающих в исследуемых материалах на малых пространственных и временных масштабах. Один из

наиболее эффективных методов изучения динамики структурных трансформаций в материалах на атомном уровне при высокоэнергетических воздействиях основан на использовании молекулярно-динамического подхода [2—5].

Конструкционные материалы для атомной и термоядерной энергетики подвергаются комплексному воздействию, включающему в себя радиационное облучение, термическое и механическое нагружение [6]. Поэтому представляет интерес исследовать особенности отклика механически нагруженных материалов на радиационное облучение. Поскольку реальные металлические материалы всегда имеют поликристаллическую структуру, то можно предположить, что некоторые области (зёрна) находятся в стесненных условиях (напряжённом состоянии), что может оказывать существенное влияние на зарождение и эволюцию радиационных повреждений [6—9].

Так, в работе [7] на основе молекулярно-динамического подхода исследовалось поведение каскадов атомных смещений в напряжённых кристаллитах железа. Результаты моделирования показали, что при растяжении образца вдоль направления $\langle 111 \rangle$ количество выживших точечных дефектов меньше их числа в ненапряжённом кристалле. Этот эффект хорошо проявляется при деформации 0,1%. Авторы полагают, что это связано с повышением подвижности собственных межузельных атомов (СМА) и, как следствие, их ускоренной рекомбинацией с вакансиями. Было обнаружено, что число СМА в кластерах практически не зависит от приложенной нагрузки, однако с ростом деформации изменяется количество межузельных гантелей, которые ориентированы параллельно направлению растяжения. В работе [8] проведено молекулярно-динамическое исследование влияния внешних напряжений на скорость дефектообразования и распределение кластеров дефектов по размерам в кристаллитах меди при генерации в них каскадов атомных смещений. Образцы подвергались одноосной и всесторонней деформации в интервале от -1 до 1% . Результаты расчётов показали, что скорость дефектообразования в каскаде увеличивается как при одноосном растяжении, так и при сжатии. Было обнаружено, что кластеры бóльших размеров генерируются при более высокой скорости дефектообразования. В статье [9] проводилось молекулярно-динамическое моделирование генерации каскадов атомных смещений в напряжённых кристаллитах циркония. Было показано, что внешние напряжения в большей степени влияют на размер кластеров, а не на количество сформированных радиационных дефектов. В частности, размер кластеров СМА увеличивается при нагружении вдоль кристаллических осей a и c элементарной ячейки, а размер вакансионных кластеров увеличивается при растяжении вдоль оси a и уменьшается при сжатии вдоль осей a и c .

Вследствие этого представляет интерес выяснить, при каких деформационных нагрузках радиационный отклик исследуемого металла начинает существенно отличаться от отклика ненагруженного материала. В соответствии со сказанным в настоящей работе моделировались зарождение и эволюция каскадов атомных смещений в механически нагруженных кристаллитах железа, ванадия и меди при радиационном воздействии. Все расчёты проводились на суперкомпьютере СКИФ Cyberia Томского государственного университета.

ФОРМАЛИЗМ

Расчёты проводились применительно к кристаллитам железа, ванадия и меди, сплавы которых представляют значительный интерес для использования в атомной и термоядерной энергетике. Моделирование поведения материалов при внешних воздействиях проводилось в рамках молекулярно-динамического подхода. Межатомные взаимодействия в железе описывались парным центрально-симметричным потенциалом [10], который учитывает вклад многочастичных взаимодействий в приближении газа валентных электронов. Для описания межатомных взаимодействий в ванадии [11] и меди [12] использовались многочастичные потенциалы, рассчитанные в приближении Финниса—Синклера [13]. Используемые потенциалы с высокой точностью описывают упругие модули, постоянную решётки, энергетику точечных дефектов и их комплексов, температуру плавления и т.д., что позволяет корректно моделировать процессы, происходящие в кристаллитах при механических и радиационных воздействиях.

Важнейшим критерием адекватности моделирования первичной радиационной повреждаемости является точность описания пороговой энергии смещения (E_{TD}), которая соответствует минимальной ве-

личине энергии, необходимой для образования одной устойчивой пары Френкеля при смещении атома из узла решётки. Эта величина энергии существенно зависит как от кристаллографического направления смещения атома, так и от температуры кристаллита. Результаты расчётов E_{TD} и сравнение с экспериментальными данными для железа, ванадия и меди приведены в таблице.

Результаты расчёта E_{TD} и сравнение с соответствующими экспериментальными данными, приведёнными в таблице, показывают, что выбранные межатомные потенциалы достаточно хорошо описывают пороговую энергию смещения в исследуемых материалах. Используемые потенциалы для ОЦК-кристаллитов указывают на энергетическую выгодность гантельной конфигурации межузельных атомов вдоль направления $\langle 110 \rangle$, что находится в согласии с имеющимися экспериментальными данными [17—20].

Пороговые энергии смещения для железа, ванадия и меди

Металл	Температура, К	Направление	E_{TD} , эВ	
			МД-расчёт (данная статья)	Эксперимент
Fe	36	[100]	16	17 ^[14]
		[110]	30	30—35 ^[14]
V	300	[111]	30	20 ^[14]
		[100]	15	30 ^[15]
		[110]	37	39 ^[15]
Cu	300	[111]	27	34 ^[15]
		[100]	17	19 ^[16] , 27 ^[15]
		[110]	20	22 ^[16] , 18 ^[15]
		[111]	37	27 ^[16] , 29 ^[15]

Моделируемые кристаллиты имели форму параллелепипедов с рёбрами, ориентированными вдоль кристаллографических направлений $\langle 100 \rangle$. В расчётах были использованы периодические граничные условия. Начальная температура моделируемых образцов составляла 100 К. Идентификация точечных дефектов в исследуемых образцах проводилась на основе следующего алгоритма. Сферы с радиусом 0,3 параметра решётки помещались в узлы начальной решётки. Если в процессе радиационного облучения кристаллита сфера не содержала атомов, то это соответствовало вакансии. Когда в объёме сферы находилось более одного атома, это соответствовало межузельному дефекту.

Прежде чем исследовать особенности зарождения дефектной структуры при радиационном облучении, будет целесообразно изучить структурные изменения в материале при механическом нагружении.

МЕХАНИЧЕСКОЕ НАГРУЖЕНИЕ КРИСТАЛЛИТОВ

Моделирование отклика кристаллитов металлов при механическом воздействии проводилось таким образом, чтобы их объём сохранялся. Такая схема нагружения позволяет моделировать структурные трансформации зёрен в объёме материала, находящихся в стеснённых условиях. Механическое нагружение кристаллитов осуществлялось по следующей схеме: в кристаллографическом направлении [010] образец растягивался, в [100] и [001] — сжимался.

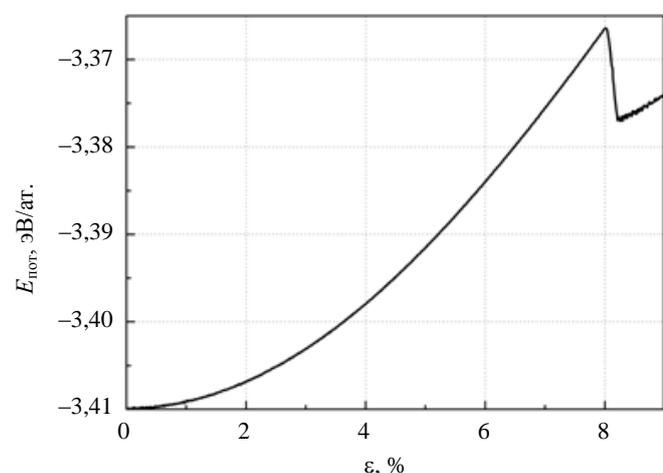


Рис. 1. Изменение потенциальной энергии на атом от степени деформации кристаллита меди

образец растягивался, в [100] и [001] — сжимался. При этом скорость растяжения составляла 0,01 м/с. Результаты расчёта кривой потенциальной энергии $E_{пот}$, приходящейся на атом, для кристаллита меди при температуре 100 К в зависимости от степени деформации вдоль направления [010] показаны на рис. 1. Как следует из рисунка, потенциальная энергия скачкообразно уменьшается при достижении некоторого порогового значения $\epsilon_{кр}$. Это связано с зарождением и развитием дефектов структуры в моделируемом кристаллите. Расчёты показывают, что значение $\epsilon_{кр}$ уменьшается при увеличении температуры, что связано с термофлуктуационным характером зарождения пластической деформации. Например, в меди оно

равно 8, 7,7 и 6,5% для температур 100, 300 и 600 К соответственно. Следует отметить, что генерация дефектной структуры указывает на то, что возможности упругой аккомодации системы на внешнее воздействие исчерпаны и дальнейшая эволюция структуры кристаллита может осуществляться только на основе пластической деформации. Отметим, что величина пороговой деформации, полученная в данной работе, существенно превосходит соответствующее значение для макроскопических по размеру образцов. При этом интервал упругой области для микроскопических по размеру образцов может достигать 10% деформации и более [21].

Анализ результатов моделирования показывает, что при достижении порогового значения деформации в образцах ванадия и железа зарождаются и развиваются двойники, в кристаллитах меди — дефекты упаковки. Генерация данных дефектов в исследуемых кристаллитах связана с тепловыми флуктуациями атомной системы [22]. Один из дефектов упаковки в кристаллите меди приведён на рис. 2. Буквами обозначено чередование плотно упакованных атомных слоёв в плоскостях (111), параллельных дефекту упаковки.

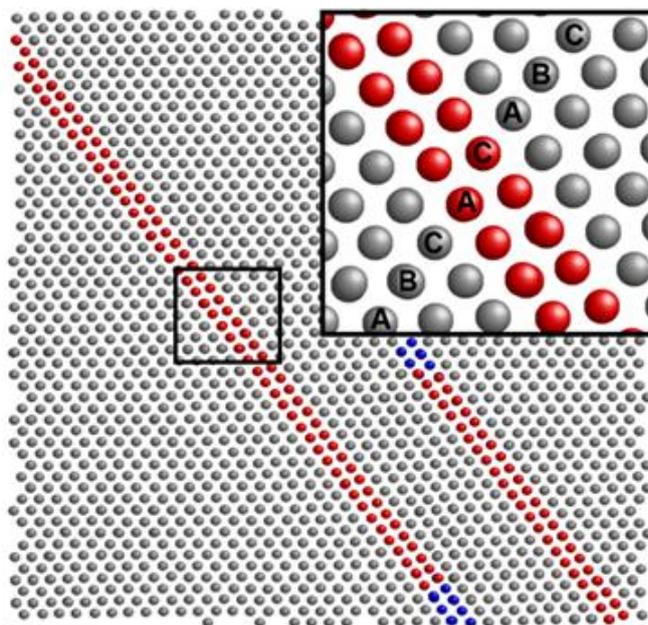


Рис. 2. Проекция структуры кристаллита на плоскость (110) при деформации 8,1%. Серым цветом обозначены атомы, структура ближайшего окружения которых соответствует ГЦК-решётке, красным — ГПУ, синим — разупорядоченной структуре

КАСКАДЫ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ В МЕХАНИЧЕСКИ НАГРУЖЕННЫХ ОБРАЗЦАХ

Для изучения влияния механического нагружения на радиационный отклик моделируемые кристаллиты предварительно механически нагружались в упругой области до различных степеней деформации и затем в них генерировались каскады атомных смещений. При этом для каждой степени деформации образца находилось минимальное значение энергии первично-выбитого атома (ПВА), которое приводило к формированию не только пар Френкеля, но и к достаточно масштабным (относительно размеров моделируемого кристаллита) структурным перестройкам. Результаты моделирования показали, что при более высоких степенях деформации требуется меньшая пороговая энергия ПВА $E_{\text{ПВА}}^{\text{пор}}$, при которой в кристаллите возникают масштабные структурные перестройки (рис. 3). Деформация кристаллитов представлена в относительных единицах $\varepsilon/\varepsilon_{\text{кр}}$, где $\varepsilon_{\text{кр}}$ — деформация, при которой в образце зарождается пластическая деформация. Под зарождением пластической деформации здесь в статье понимается заро-

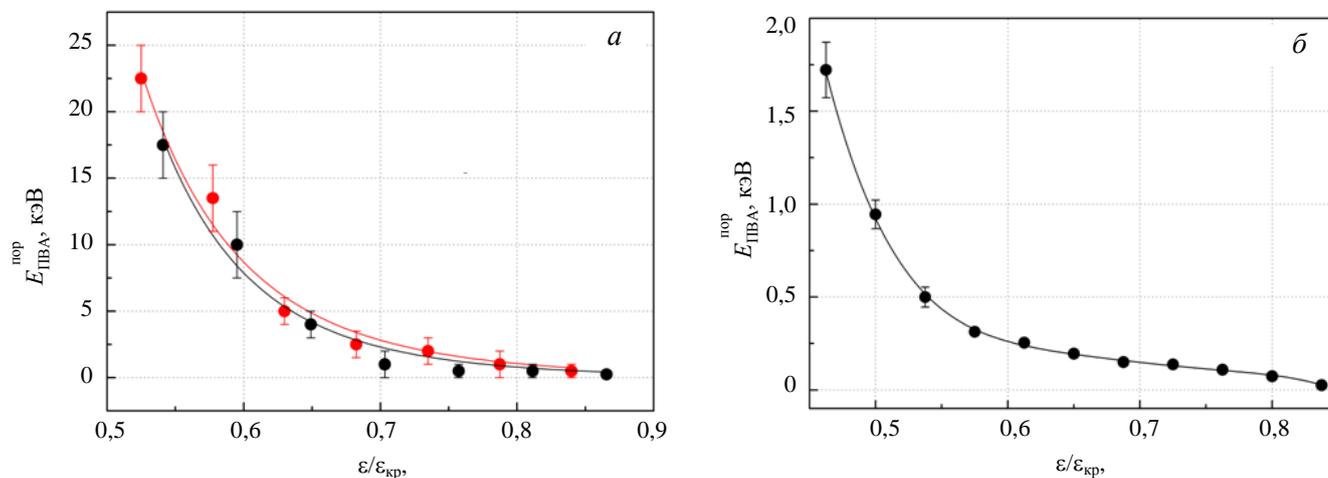


Рис. 3. Пороговая энергия ПВА, при которой каскад вызывает масштабные структурные перестройки, в зависимости от степени деформации кристаллитов железа (●) и ванадия (●) (а), меди (б) при $T = 100$ К

ждение деформационных дефектов (двойников в ванадии и железе и петель частичных дислокаций в меди) после генерации каскада атомных смещений в предварительно упругодеформированных кристаллитах. Например, структурные перестройки для кристаллита железа, деформированного на величину $\sim 0,55$, возникают при энергии ПВА 17,5 кэВ, в то время как для степени деформации $\sim 0,75$ она составляет 1 кэВ. Отметим, что кривые $E_{\text{ПВА}}^{\text{пор}}(\epsilon)$ для кристаллитов железа и ванадия практически совпадают в пределах погрешности измерений для рассматриваемого интервала деформаций. Данная зависимость для меди имеет аналогичный вид, однако в ней для зарождения пластической деформации при тех же деформациях, что и в ОЦК-кристаллитах, требуется на порядок меньшая энергия ПВА.

Влияние температуры на поведение кривых $E_{\text{ПВА}}^{\text{пор}}(\epsilon)$ было исследовано применительно к кристаллитам железа и меди. Расчёты проводились для температур 100, 300 и 600 К. Результаты расчёта представлены на рис. 4. Для исследуемого интервала деформаций повышение температуры кристаллита вызывает увеличение $E_{\text{ПВА}}^{\text{пор}}$. Это может быть связано с ускорением рекомбинации радиационных дефектов в каскаде атомных смещений при повышении температуры. В результате этого при более высокой температуре требуется сообщить ПВА больше энергии, чтобы сформировать дефекты.

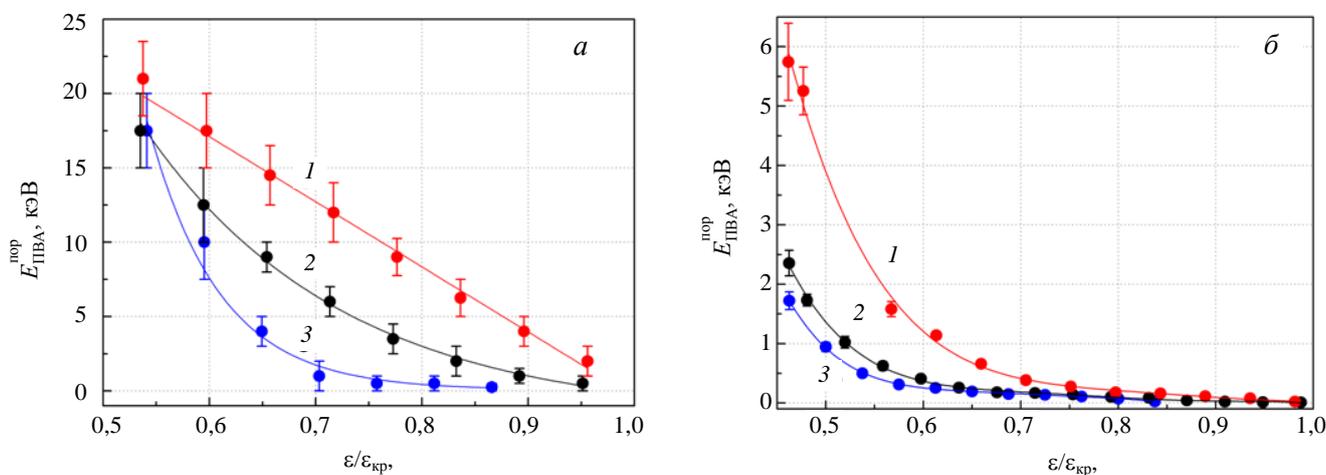


Рис. 4. Зависимость пороговой энергии ПВА, при которой каскад вызывает масштабные структурные перестройки, от степени деформации кристаллита железа (а) и меди (б): 1 — 600, 2 — 300, 3 — 100 К

Следует отметить, что генерация каскадов атомных смещений в кристаллитах вызывает структурные перестройки, аналогичные структурным перестройкам, происходящим при механическом нагружении. Это хорошо видно из сравнения структуры медных кристаллитов, показанной на рис. 2 и 5. Анализ эволюции структуры образца после радиационного воздействия показывает, что первоначально в кристаллите образуются только пары Френкеля (баллистический этап, рис. 5, а). Затем в области каскада зарождается дислокационная петля $a/6\langle 112 \rangle\{111\}$, которая окаймляет дефект упаковки вычитания ($\epsilon_{\text{му}}$

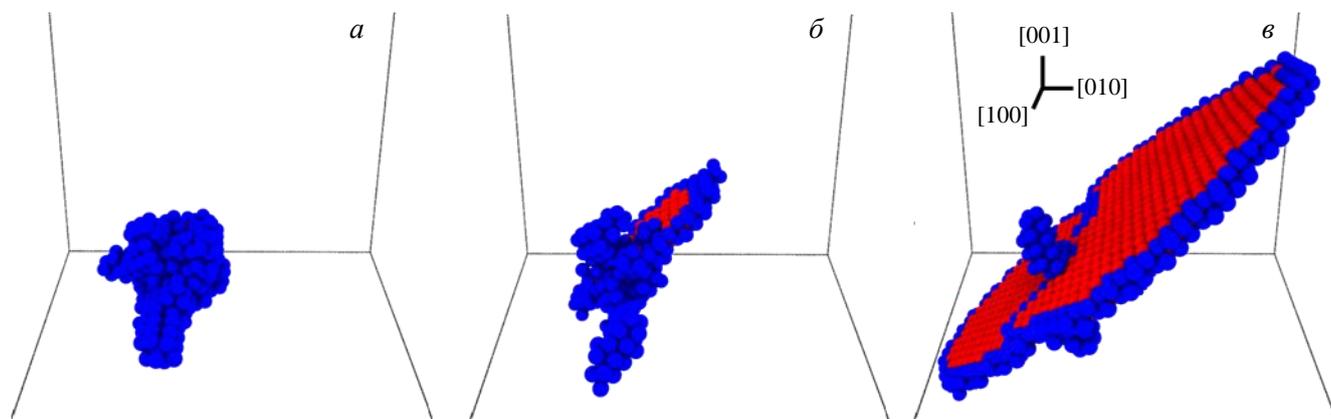


Рис. 5. Дефектная структура в кристаллите меди в моменты времени после генерации каскада атомных смещений 0,02 (а), 0,025 (б), 0,032 пс (в). Энергия ПВА — 300 эВ, степень деформации кристаллита 4,9%. Красным цветом обозначены атомы, структура ближайшего окружения которых соответствует ГПУ-решётке, синим — разупорядоченной структуре

соответствуют атомы с локальным гексагонально плотно упакованным (ГПУ) окружением, отмеченные красным цветом, рис. 5, б). В дальнейшем происходят отжиг радиационных дефектов и увеличение длины дислокационной линии (рис. 5, в). В механически нагруженных кристаллитах железа и ванадия после генерации каскада атомных смещений на периферии радиационно-поврежденной зоны в плоскостях $\{112\}$ зарождаются двойнивающие дислокации, которые движутся в направлении $\langle 111 \rangle$. После их прохождения в кристаллите формируется двойниковая структура.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено изучение зарождения и эволюции пластической деформации в упругодеформированных кристаллитах железа, ванадия и меди при генерации в них каскадов атомных смещений. Обнаружено, что каскады атомных смещений могут приводить к формированию не только пар Френкеля, но и вызывать масштабные структурные перестройки вне радиационно-поврежденной зоны. Чем больше степень предварительной деформации моделируемых кристаллитов, тем ниже энергия каскада атомных смещений, который приводит к зарождению и развитию масштабных структурных перестроек. Для исследуемого интервала деформаций повышение температуры кристаллита вызывает увеличение пороговой энергии ПВА $E_{\text{ПВА}}^{\text{пор}}$. Это может быть связано с ускорением рекомбинации радиационных дефектов в каскаде атомных смещений при повышении температуры. Зависимости пороговой энергии ПВА от степени деформации $E_{\text{ПВА}}^{\text{пор}}(\epsilon)$ качественно и количественно близки для железа и ванадия и отличаются от соответствующей характеристики для меди. В частности, для зарождения пластической деформации в меди требуется гораздо меньшая энергия ПВА, чем в железе и ванадии. Кроме того, структурные перестройки в кристаллитах, сформированные каскадами атомных смещений, как и при механическом нагружении, в железе и ванадии реализуются на основе двойнивания, в меди — посредством формирования петель частичных дислокаций.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного контракта Н.4х44.90.13.1082 с Государственной корпорацией «Росатом» в рамках ФЦП «Ядерные энерготехнологии нового поколения» и программы повышения конкурентоспособности Национального исследовательского Томского государственного университета.

REFERENCES

1. **Konings R. (Ed.)** Basic Aspects of Radiation Effects in Solids / Basic Aspects of Multi-Scale Modeling. — In: Comprehensive Nuclear Materials, Elsevier, Spain, 2012, p. 496.
2. **Trachenko K., Zarkadoula E., Todorov I.T., Dove M.T., Dunstan D.J., Nordlund K.** Modeling high-energy radiation damage in nuclear and fusion applications. — Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B, 2012, vol. 277, pp. 6—13.
3. **Nordlund K.** Computational materials science of ion irradiation. — Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B, 2002, vol. 188, pp. 41—48.
4. **Psakh'e S.G., Zol'nikov K.P., Kryzhevich D.S., Zheleznyakov A.V., Chernov V.M.** The atomic collisions cascades in the crystallites of vanadium with intergranular boundaries. — Fiz. mezomekh. (Phys. mezomech.), 2008, vol. 11, issue 4, pp. 5—13 (in Russian).
5. **Psakh'e S.G., Zol'nikov K.P., Kryzhevich D.S., Zheleznyakov A.V., Chernov V.M.** The development of atomic collisions cascades in the crystal of vanadium with internal structure. — Kristallografiya (Crystallography), 2009, vol. 54, issue 6, pp. 1053—1062 (in Russian).
6. **Ivanov L.I., Platov Yu.M.** Radiation physics of metals and its applications. — M.: Interkontakt Nauka (Intercontact Science), 2002. 300 p. (in Russian).
7. **Gao F., Bacon D.J., Flewitt P.E.J., Lewis T.A.** The influence of strain on defect generation by displacement cascades in α -iron. — Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B, 2001, vol. 180, pp. 187—193.
8. **Miyashiro S., Fujita S., Okita T.** MD simulations to evaluate the influence of applied normal stress or deformation on defect production rate and size distribution of clusters in cascade process for pure Cu. — J. Nucl. Mater., 2011, vol. 415, pp. 1—4.
9. **Di S., Yao Z., Daymond M.R., Gao F.** Molecular dynamics simulations of irradiation cascades in alpha-zirconium under macroscopic strain. — Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B, 2013, vol. 415, pp. 95—99.

10. **Romanov V.A., Sivak A.B., Chernov V.M.** Crystallographic, energetic and kinetic properties of self-point defects and their clusters in bcc iron. — *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki, Ser. Materialovedenie i novye materialy*, 2006, vol. 1(66), pp. 129—232.
11. **Sivak A.B., Chernov V.M., Romanov V.A.** Energetic, kinetic and crystallographic characteristics of self-point defects in vanadium and iron crystals. — In: *Joint International Topical Meeting on Mathematics & Computation and Supercomputing in Nuclear Applications (M&C + SNA 2007)*. Monterey, USA, 2007, on CD ROM.
12. **Mendelev M.I., King A.H.** The interactions of self-interstitials with twin boundaries. — *Philos. Mag.*, 2013, vol. 93, pp. 1268—1278.
13. **Finnis M.W., Sinclair J.E.** A simple N-body potential for transition metals. — *Philos. Mag. A*, 1984, vol. 50, pp. 45—55.
14. **Maury F., Biget M., Vajda P., Lucasson A., Lucasson P.** Anisotropy of defect creation in electron-irradiated iron crystals. — *Phys. Rev. B*, 1976, vol. 14, pp. 5303—5313.
15. **Kenik E.A., Mitchell T.E.** Orientation dependence of the threshold displacement energy in copper and vanadium. — *Philos. Mag.*, 1975, vol. 32, pp. 815—831.
16. **Makin M.J.** Electron displacement damage in copper and aluminium in a high voltage electron microscope. — *Philos. Mag.*, 1968, vol. 18, pp. 637—653.
17. **Hivert V., Pichon R., Bilder H., Bichon P., Verdone J., Dautreppe D., Moser P.** Internal friction in low temperature irradiated bcc metals. — *J. Phys. Chem. Sol.*, 1970, vol. 31, pp. 1843—1855.
18. **Ehrhart P., Robrock K.H., Schober H.R.** *Physics of Radiation Effects in Crystals*. — Amsterdam: Elsevier, 1986. 736 p.
19. **Brown B.S., Blewitt T.H., Scott T.L., Klan A.C.** Low-temperature fast-neutron radiation damage studies in superconducting materials. — *J. Nucl. Mater.*, 1974, vol. 52, pp. 215—228.
20. **Hayashi T., Fukumoto K., Matsui H.** Study of point defect behavior in V—Ti alloys using HVEM. — *J. Nucl. Mater.*, 2002, vol. 307—311(1—4), pp. 951—955.
21. **Li S., Ding X., Deng J., Lookman T., Li J., Ren X., Sun J., Saxena A.** Superelasticity in bcc nanowires by a reversible twinning mechanism. — *Phys. Rev. B*, 2010, vol. 82, p. 205435.
22. **Psakh'e S.G., Zol'nikov K.P., Dmitriev A.I., Kryzhevich D.S., Nikonov A.Yu.** Local structural transformations in FCC-lattice in the conditions of different types contact interaction. Molecular-dynamic study. — *Fiz. mezomekh. (Phys. mezomech.)*, 2012, vol. 15, issue 1, pp. 23—31 (in Russian).

AUTHORS

Korchuganov A.V. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr. Akademicheskii 2/4, 634021 Tomsk, Russia; avkor@ispms.tsc.ru

Zolnikov K.P. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr. Akademicheskii 2/4, 634021 Tomsk, Russia; National Research Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; kost@ispms.tsc.ru

Kryzhevich D.S. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr. Akademicheskii 2/4, 634021 Tomsk, Russia; National Research Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; kryzhev@ispms.tsc.ru

Chernov V.M. National Research Tomsk State University, Lenin Prospect 36, 634050 Tomsk, Russia; JSC «A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials», Rogova ul. 5a, 123060 Moscow, Russia; VMChernov@bochvar.ru

Psakhie S.G. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr. Akademicheskii 2/4, 634021 Tomsk, Russia; National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia; Skolkovo Institute of Science and Technology, Skolkovo, Russia; sp@ispms.tsc.ru

Received 7 November 2014
 Problems of Atomic Science and Technology
 Ser. Thermonuclear Fusion, 2015, vol. 38, issue 1, pp. 42—48.