

УДК 538.911

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ СИСТЕМЫ V–Nb–Ta–Ti, ОБЛУЧЕННЫХ ИОНАМИ ГЕЛИЯ

© 2023 г. В. В. Углов^a, *, С. В. Злоцкий^a, **, М. М. Белов^a, А. Е. Рыскулов^b, Jin Ke^c, И. А. Иванов^b, А. Е. Курахмедов^b, Д. А. Мустафин^b, Э. Д. Сапар^b, Е. В. Бихерт^b

^aБелорусский государственный университет, Минск, 220030 Беларусь

^bИнститут ядерной физики МЭ РК, Нур-Султан, 050032 Казахстан

^cПекинский технологический институт, Пекин, 100811 Кунтай

*e-mail: Uglov@bsu.by

**e-mail: Zlotski@bsu.by

Поступила в редакцию 24.06.2022 г.

После доработки 25.07.2022 г.

Принята к публикации 25.07.2022 г.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния облучения низкоэнергетическими ионами гелия с энергией 40 кэВ и флуенсом $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ на структурно-фазовое состояние многокомпонентных твердых растворов на основе системы V–Nb–Ta–Ti. Данные исследования направлены на получение новых данных о радиационной стойкости многокомпонентных твердых растворов, которые обладают большим потенциалом для использования в качестве конструкционных материалов для реакторов нового поколения. Методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа было установлено, что сформированные бинарные, тройные и четверные сплавы системы V–Nb–Ta–Ti являются эквивалентными однофазными твердыми растворами, имеют однородное распределение элементов на поверхности и обладают сжимающими микро- и макронапряжениями. Проведенные исследования показали, что облучение ионами гелия сплавов системы V–Nb–Ta–Ti не приводит к распаду твердого раствора и нарушению эквивалентности и однородности распределения элементов на поверхности. Облучение ионами гелия не приводит к значительному изменению уровня микро- и макронапряжений для систем VNb и VNbTa, в то время как для сплава VNbTaTi происходит увеличение уровня сжимающих напряжений, что может быть связано с сегрегацией элементов к границам зерен и накоплением гелий-вакансионных кластеров.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, многокомпонентный твердый раствор, облучение, радиационные дефекты, ионы гелия, остаточное напряжение.

DOI: 10.31857/S1028096023020140, EDN: DTMNBU

ВВЕДЕНИЕ

В последнее время ядерная энергетика является одним из самых эффективных источников электроэнергии [1]. С развитием технологического прогресса растет и потребность в увеличении эффективности ядерных реакторов. Так разработка новых ядерных реакторов IV поколения требует использования материалов, обладающих высокими механическими свойствами при повышенных температурах и устойчивостью к радиационному воздействию (при взаимодействии с продуктами ядерных реакций) [2].

Известные в настоящее время аустенитные стали не подходят в качестве новых реакторных материалов вследствие их сильного радиационного набухания, а в случае применения фер-

ритно-мартенситных сталей нерешенными проблемами остаются сопротивление ползучести и охрупчивание при температурах облучения выше 550°C [3–5]. Поэтому вопрос о разработке новых радиационно-стойких материалов в настоящее время является актуальным для мировых научно-исследовательских лабораторий.

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) на основе однофазного твердого раствора и большого числа основных элементов в эквимольных или почти эквимольных отношениях являются перспективным для получения радиационно-стойких материалов для атомной энергетики [6]. К ВЭС относятся сплавы, состоящие из 5 и более элементов с концентрацией от 5 до 30 ат. %. Принято считать, что максимизация конфигурационной

энтропии ВЭС способствует формированию однофазного разупорядоченного твердого раствора вместо выпадения сложных интерметаллидных фаз, в результате чего сплав имеет простую структуру с улучшенными свойствами по сравнению с традиционными сплавами [7–9]. Многочисленные исследования показали, что ВЭС обладают высоким пределом упругости, усталостной прочностью, термической и коррозионной стойкостью, сопротивлением ползучести, радиационной стойкостью [7, 10]. Свойства данных сплавов связывают с четырьмя основными особенностями: высокой энтропией, большей деформацией кристаллической решетки по сравнению с традиционными металлами и сплавами, многоэлементным составом и замедленной диффузией [10]. Высокая степень химического беспорядка и искажения решетки в ВЭС увеличивают рассеяние электронов и фононов, что приводит к снижению тепловой и электрической проводимости. Следствием этого являются замедление рассеивания энергии во время каскада столкновений и возрастание длительности теплового всплеска, что увеличивает рекомбинацию между вакансиями и междоузлиями [11–13]. Кроме того, энергии образования и миграции вакансий и междоузельных атомов имеют более широкое распределение по энергиям, что также увеличивает рекомбинацию дефектов [14–16]. Из-за сложности состава примесно-дефектные кластеры, сформированные при взаимодействии точечных дефектов, движутся по хаотичной траектории, в отличие от направленного движения в простых металлах. Это приводит к увеличению числа кластеров междоузлий в области, обогащенной вакансиями, что увеличивает рекомбинацию дефектов [17, 18].

Большинство работ по ВЭС посвящено изучению ГЦК-структурированных многокомпонентных твердых растворов. Поэтому важным для более детального понимания механизмов образования дефектов и радиационной стойкости в ВЭС является изучение ОЦК-структурированных ВЭС, в частности, при облучении ионами гелия. Высокодозовое (более $5 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$) низкоэнергетическое облучение ионами гелия приводит к росту сжимающих напряжений за счет образования и накопления радиационных дефектов, в частности гелий-вакансионных кластеров. Имплантация атомов газа и формирование радиационных дефектов (междоузельных атомов, вакансий) приводит к изменению параметра решетки и формированию неупорядоченной структуры вблизи поверхности, что вызывает поперечные напряжения в имплантированной области. В результате дальнейшего облучения происходит образование и

рост блистеров (дефектов на поверхности материала в виде пузырей), которые создают разрыв в металле, что приводит к изменению поверхностных физико-химических свойств и потере структурной целостности материала, что в конечном итоге ухудшает его характеристики [19, 20].

Целью настоящей работы является исследование структурно-фазового состояния бинарных, тройных и четверных систем концентрированных твердых растворов на основе системы V–Nb–Ta–Ti, облученных низкоэнергетическими ионами гелия.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Бинарные, тройные и четверные твердые растворы на основе системы V–Nb–Ta–Ti были изготовлены в Пекинском технологическом институте. Образцы были синтезированы с использованием порошков металлов высокой чистоты (>99.9%) методом дуговой плавки с последующей гомогенизацией. Далее проводили отжиг на протяжении 24 и 72 ч при температуре 1150°C с промежуточной холодной прокаткой.

Образцы облучали на ускорителе тяжелых ионов ДЦ-60 в Астанинском филиале Института ядерной физики (Казахстан). Так как при работе атомного реактора выделяется большое число нейтронов, вызывающие в материале ядерные реакции с образованием инертных газов, то в качестве облучения были выбраны ионы He^{2+} с энергией 40 кэВ и интегральным флуенсом $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$.

Изменения структуры и фазового состава после облучения оценивали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Rigaku Ultima IV в геометрии параллельного пучка с использованием медного излучения ($\lambda = 0.15418 \text{ нм}$). Для исследования только имплантированного гелием приповерхностного слоя съемку образцов выполняли при фиксированном малом угле падения рентгеновских лучей (1°) [21]. В данной геометрии глубины проникновения рентгеновских лучей для V и сплавов VNb, VNbTa, VNbTaTi составили 284, 146, 72 и 62 нм соответственно [21]. Для исключения влияния текстуры сплавов съемку проводили при постоянном вращении образца со скоростью 30 об./с. Влияние облучения на структуру образцов исследовали по изменениям макронапряжений (метод $\sin^2\psi$) и микронапряжений (метод Холдера–Вагнера) [22, 23].

Распределение элементов в приповерхностном слое и его морфология исследована с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) и энергодисперсионного рентгеновского спектро-

метрии (ЭДС) на растровом электронном микроскопе ZEISS LEO 1455 VP.

Расчет энергетических потерь в образцах при облучении ионами гелия был проведен в программе SRIM 2013, с использованием модели Кинчина–Пиза [24]. Пороговые энергии смещения для элементов V, Nb, Ta, Ti были приняты 40, 78, 91 и 30 эВ соответственно [24]. По профилям распределения имплантированных ионов He^{2+} и результатам моделирования радиационного повреждения (измеряемого в количестве атомных смещений в кристаллической решетке материала, приходящихся на один атом, СНА) максимальный пробег ионов гелия составил 325 нм с максимумом повреждений для ванадия на глубине 160–170 нм, а для сплава VNbTaTi – 120–140 нм (рис. 1). Наибольшее значение повреждающей дозы было обнаружено у чистого ванадия и составляло 5.5 СНА. Для образцов VNb и VNbTa в пике наблюдается высокая, по сравнению с другими образцами, концентрация имплантированного ионов He^{2+} и составляет 23%, однако значение повреждающей дозы значительно меньше, чем у V и VNb и составляет 4.4 и 3.8 СНА для VNb и VNbTa соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В табл. 1 представлены результаты анализа элементного состава исходных образцов, полученные методом ЭДС. Как видно из таблицы для бинарных, тройных и четверных систем выявлено эквиатомное (в пределах погрешности 5–6%) соотношение элементов в образцах. Анализ поверхности образцов методом РЭМ показал, однородность структуры образцов V, VNb , VNbTa и VNbTaTi (рис. 2). Результаты исследования распределения элементов (рис. 2) обнаружили однородное распределение элементов по поверхности данных образцов (рис. 3). Небольшие отклонения от однородности распределения элементов, вероятно, связаны с недостаточной гомогенизацией образцов и зерненной структурой материалов.

Согласно литературным данным, эквиатомный состав многокомпонентных твердых растворов может свидетельствовать о формировании однофазных твердых растворов [25]. Исследование, проведенное методом рентгеноструктурного анализа, подтверждает данное предположение (рис. 4). Общий вид рентгенограмм необлученных образцов (узкие и интенсивные дифракционные пики) указывает на высокую степень кристалличности сплавов и крупнозернистость; однако небольшая асимметрия дифракционных линий в более сложных системах связана с воз-

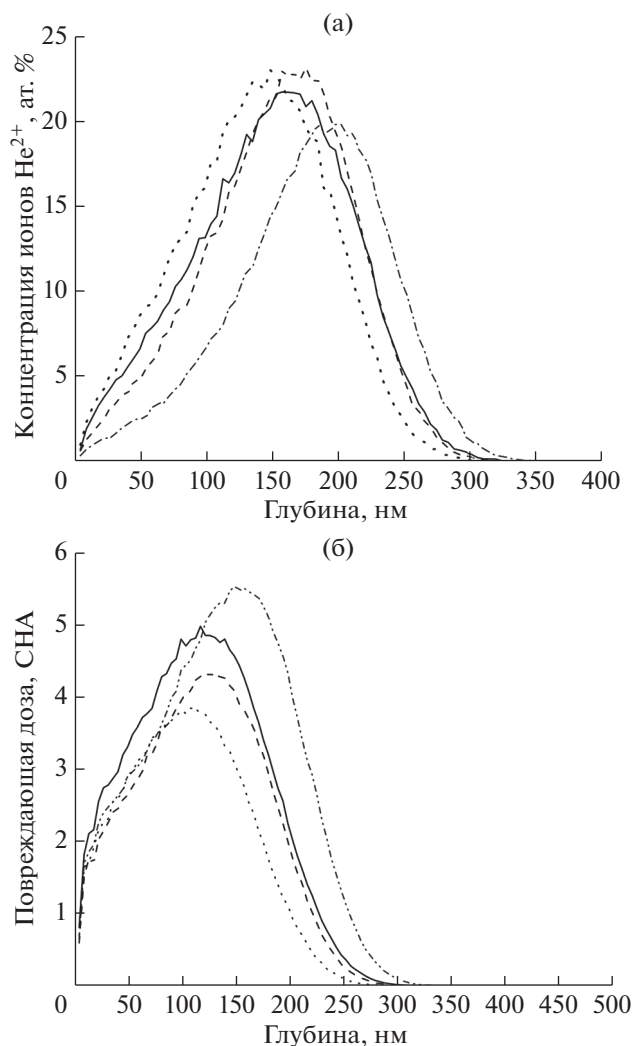


Рис. 1. Профили распределения по глубине ионов He^{2+} (а) и повреждающей дозы (б) в образцах V (штрих-пунктир), VNb (штрих), VNbTa (пунктир) и VNbTaTi (сплошная), облученных ионами гелия с энергией 40 кэВ.

можной неоднородностью структуры, обусловленной локальной неоднородностью элементов сплава с различными атомными радиусами элементов, что характерно для многокомпонентных

Таблица 1. Элементный состав исходных образцов системы V–Nb–Ta–Ti

Образец	Содержание элемента, ат. %			
	V	Nb	Ta	Ti
V	100	–	–	–
VNb	49.5	50.5	–	–
VNbTa	33.9	34.2	31.9	–
VNbTaTi	23.6	26.1	25.9	24.5

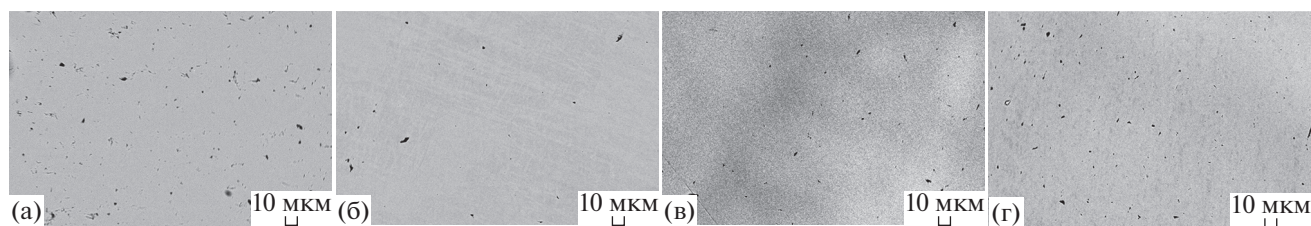


Рис. 2. Морфология поверхности исходных образцов V (а), VNb (б), VNbTa (в) и VNbTaTi (г).

высокоэнтропийных сплавов. Как видно из рис. 4, все образцы являются однофазными твердыми растворами с ОЦК-решеткой. Параметр решетки

для образцов V, VNb, VNbTa, VNbTaTi увеличивается с ростом сложности состава систем и составляет 0.3027, 0.3177, 0.3227, 0.3234 нм, соответственно. Рост параметра решетки связан с увеличением атомного радиуса элементов в составе.

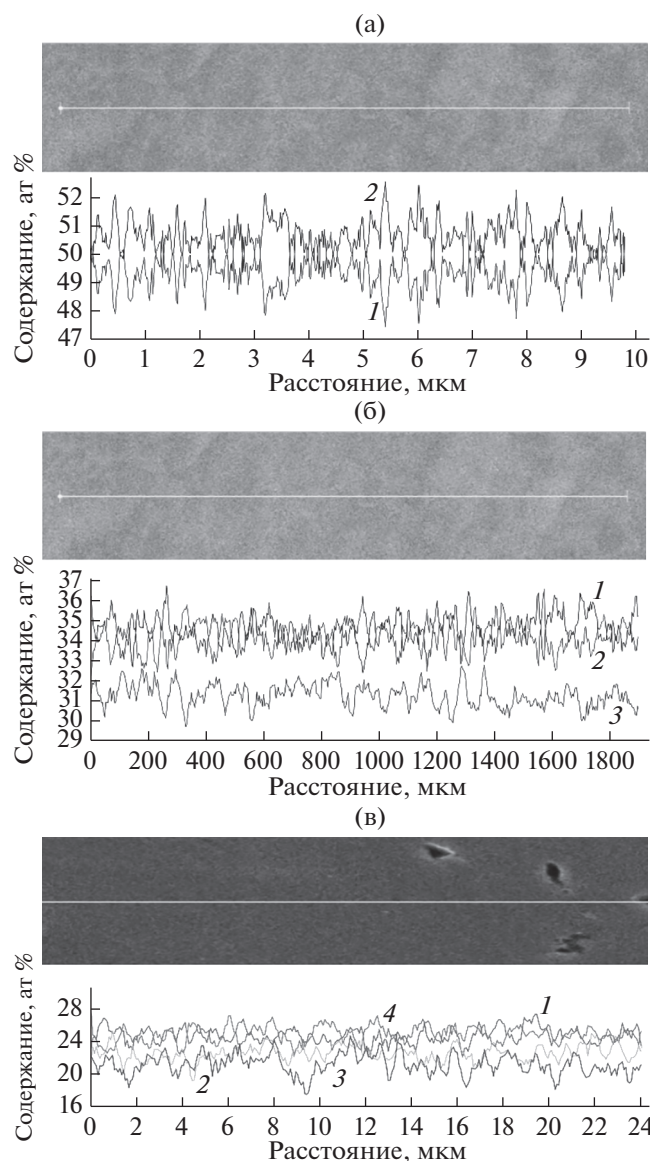


Рис. 3. Профили распределения элементов V (1), Nb (2), Ta (3), Ti (4) в исходных образцах VNb (а), VNbTa (б) и VNbTaTi (в). Измерения проведены вдоль белых линий, отмеченных на изображениях образцов.

Рассмотрим поведения полученных образцов после облучения ионами гелия с энергией 40 кэВ и флуенсом $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$.

На рентгенограммах образцов V, VNb, VNbTa и VNbTaTi, облученных ионами гелия, видно, что фазовый состав не меняется (не выявлен распад твердых растворов), однако наблюдается более выраженная асимметрия пиков и их смещение в сторону меньших углов отражения по сравнению с исходными рентгенограммами, что указывает на деформацию кристаллической решетки в приповерхностной области, вызванную облучением (рис. 5).

После облучения не выявлено изменений поверхности, связанных с радиационной эрозией, а также сегрегации элементов на поверхности и нарушения однородного распределения, как видно из рис. 6 и 7. Кроме того, не обнаружено нару-

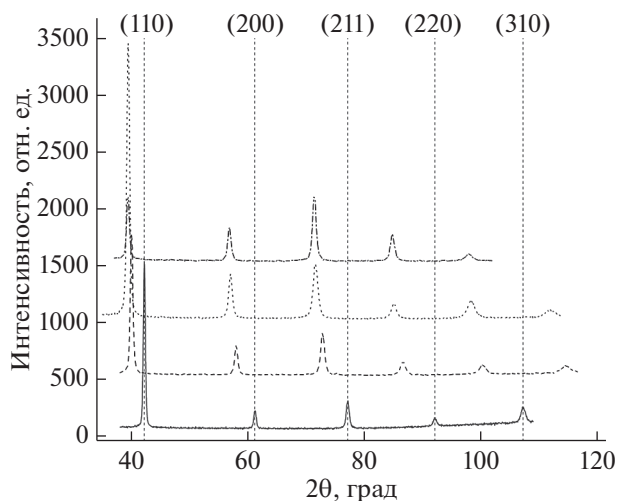


Рис. 4. Рентгенограммы исходных образцов V (сплошная), VNb (пунктир), VNbTa (штрих-пунктир), VNbTaTi (штрих).

Таблица 2. Элементный состав образцов системы V–Nb–Ta–Ti, облученных ионами гелия с энергией 40 кэВ

Образец	Содержание элемента, ат. %			
	V	Nb	Ta	Ti
V	100	–	–	–
VNb	49.4	50.6	–	–
VNbTa	31.7	34.2	34.1	–
VNbTaTi	25.7	25.5	23.7	25.2

шения эквивалентности соотношения элементов (табл. 2).

Для количественной оценки влияния радиационных повреждений были рассчитаны остаточные макро- и микронапряжения в исходных и облученных образцах (рис. 8, 9). На рис. 8 представлены зависимости межплоскостных расстояний в V и твердых растворах VNb, VNbTa и VNbTaTi от $\sin^2\psi$. Для определения микронапряжений использовали ориентацию (110). Полученные зави-

симости аппроксимировали линейной функцией ($v = B - Ax$) для получения значений напряжений. На рис. 9 представлены значения полученных напряжений. Во всех исходных образцах преобладают сжимающие напряжения. Добавление Nb и Ta в образцах VNb и VNbTa приводит к повышению уровня сжимающих напряжений, что связано с большим атомным радиусом данных элементов по сравнению с V. В сплаве VNbTaTi из-за наличия Ti, который имеет меньшую температуру плавления и атомный радиус, а также снижает модуль упругости сплава, уровень сжимающих напряжений был меньше. Облучение ионами гелия образца ванадия приводит к повышению уровня сжимающих микронапряжений, что связано с образованием гелий-вакансионных кластеров, вызывающих растяжение материала. Кроме того, выявлена релаксация микронапряжений, что может быть связано с миграцией гелий-вакансионных кластеров к границам зерен [26]. Для сплава VNbTaTi имеет место повышение уровня микро- и микронапряжений по сравнению с ванадием. Такое значительное изменение микронапряже-

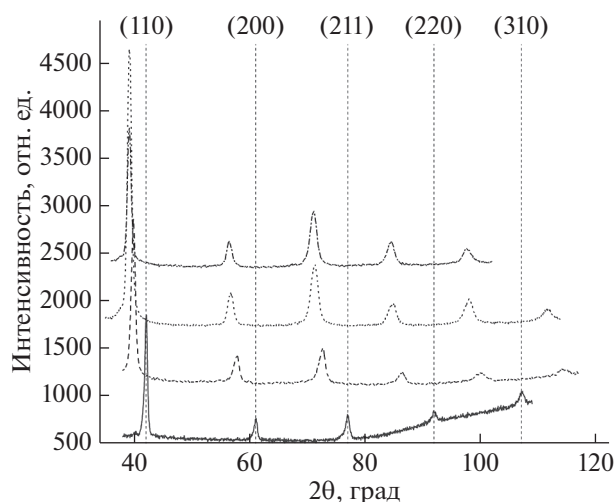


Рис. 5. Рентгенограммы образцов V (сплошная), VNb (пунктир), VNbTa (штрих-пунктир), VNbTaTi (штрих), облученных ионами He^{2+} с энергией 40 кэВ.

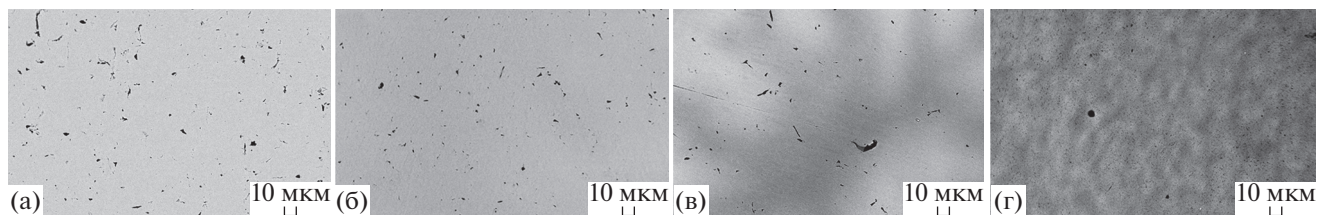


Рис. 6. Морфология поверхности образцов V (а), VNb (б), VNbTa (в) и VNbTaTi (г), облученных ионами He^{2+} с энергией 40 кэВ.

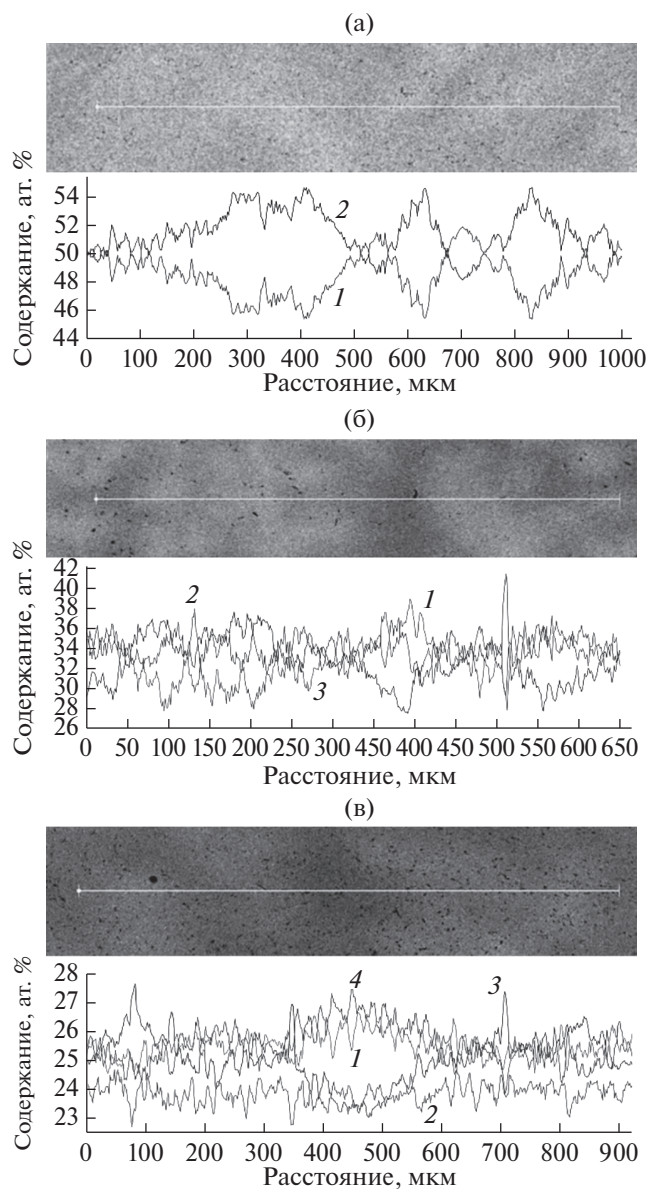


Рис. 7. Профили распределения элементов V (1), Nb (2), Ta (3), Ti (4) в образцах VNb (а), VNbTa (б) и VNbTaTi (в), облученных ионами He^{2+} с энергией 40 кэВ.

ний может быть связано с проведением съемки в скользящей геометрии при малом угле падения рентгеновских лучей (1°). В этом случае за счет малой глубины проникновения рентгеновских лучей захвачена только область с максимальной повреждающей дозой и концентрацией имплантированных ионов гелия, т.е. область с наибольшим уровнем напряжений. Повышение уровня микронапряжений может быть связано с радиационно-стимулированной диффузией более легких элементов к границам зерен. Данный эффект ранее наблюдали в многокомпонентных твердых растворах [27–30]. Для сплавов VNb и VNbTa не

обнаружено значительного изменения остаточных напряжений, что говорит о хорошей радиационной стойкости данных сплавов в системе VNbTaTi. Сильное искажение кристаллической решетки и неоднородность распределения элементов действует, как препятствия для движения вакансий и генерируемых облучением атомов гелия, снижая концентрацию и скорость диффузии гелия и замедляя агрегацию пузырьков гелия [11–13, 31]. Таким образом, можно предположить, что свойства эквивалентных многокомпонентных твердых растворов на основе VNbTaTi зависят не только от числа элементов, входящих в сплав, а также

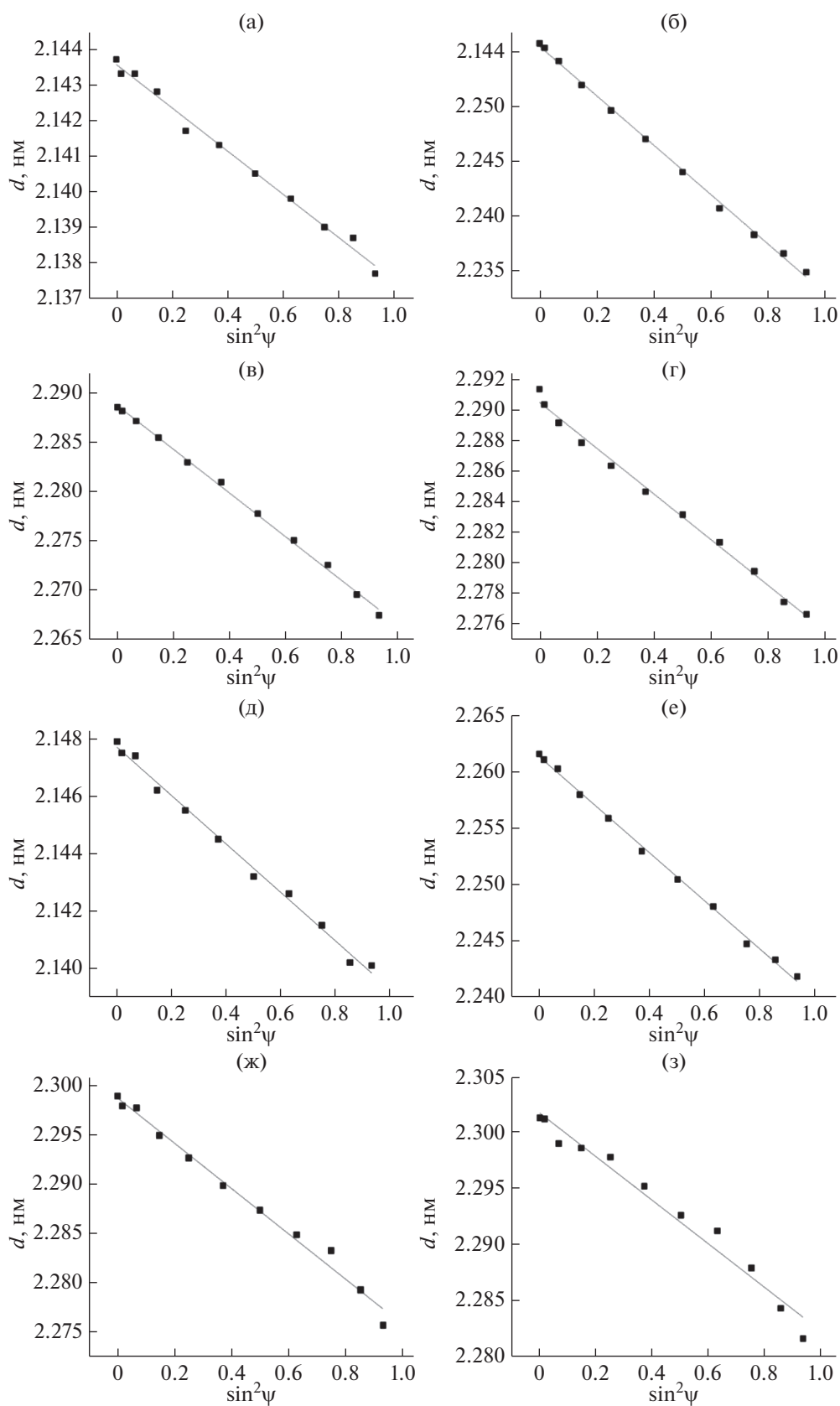


Рис. 8. Значения макронапряжений, полученных методом $\sin^2\psi$, для исходных (а–г) и облученных ионами гелия (д–з) образцов системы V–Nb–Ta–Ti. Коэффициенты линейной аппроксимации составили: $A = -0.0061$, $B = 2.1436$ (а); $A = -0.0225$, $B = 2.2554$ (б); $A = -0.0222$, $B = 2.2887$ (в); $A = -0.0150$, $B = 2.2904$ (г); $A = -0.0084$, $B = 2.1477$ (д); $A = -0.0213$, $B = 2.2614$ (е); $A = -0.0230$, $B = 2.2988$ (ж); $A = -0.0195$, $B = 2.3017$ (з).

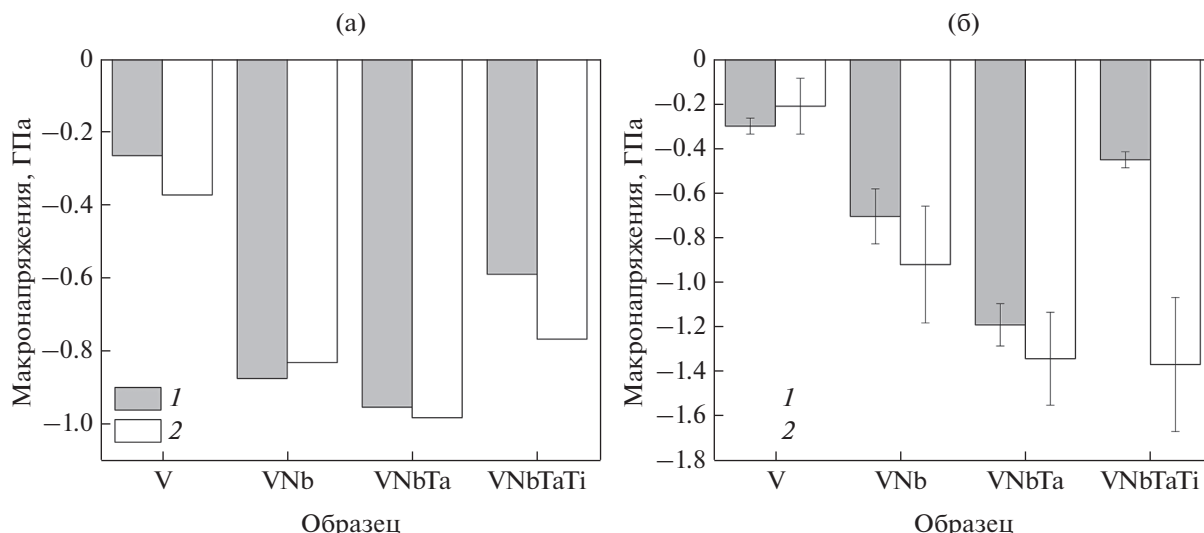


Рис. 9. Значения макро- (а) и микронапряжений (б) в исходных (серая гистограмма) и облученных ионами He^{2+} с энергией 40 кэВ (белая гистограмма) образцах системы V–Nb–Ta–Ti.

в значительной степени от характеристик входящих в состав элементов, однако это предположение требует дальнейшего изучения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом дуговой плавки с последующей гомогенизацией были получены эквиатомные однофазные бинарные, тройные и четверные твердые растворы на основе системы V–Nb–Ta–Ti с ОЦК-решеткой. В исходных материалах, до облучения, обнаружены сжимающие напряжения. Добавление Nb и Ta в сплав приводит к увеличению уровня сжимающих напряжений, в то время как добавление Ti – к их уменьшению.

Фазовый состав и структура приповерхностного слоя бинарных, тройных и четверных твердых растворов на основе V–Nb–Ta–Ti являются устойчивыми к облучению ионами гелия с энергией 40 кэВ и флуенсом $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Облучение приводит к значительному росту уровня сжимающих напряжений в многокомпонентном твердом растворе VNbTaTi, что связано с накоплением большого числа имплантированных ионов гелия и снижению микронапряжений в результате сегрегации Ti и V к границам зерен. Для сплавов VNb и VNbTa не наблюдается значительного изменения микро- и макронапряжений, что говорит о лучшей радиационной стойкости данных сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Armstrong R.C., Wolfram C., de Jong K. et al.* // Nat. Energy. 2016. V. 1. P. 15020. <https://doi.org/10.1038/nenergy.2015.20>
2. *Zinkle S.J., Busby J.T.* // Mater. Today. 2009. V. 12. P. 12. [https://doi.org/10.1016/S1369-7021\(09\)70294-9](https://doi.org/10.1016/S1369-7021(09)70294-9)
3. *Henry J., Maloy S.A.* // Structural Materials for Generation IV Nuclear Reactors. Elsevier, 2017. P. 329. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100906-2.00009-4>
4. *Murty K., Charit I.* // J. Nucl. Mater. 2008. V. 383. P. 189. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.08.044>
5. *Zinkle S.J., Terrani K.A., Snead L.L.* // Curr. Opin. Solid. St. Mater. 2016. V. 20. P. 401. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2016.10.004>
6. *Jin K., Bei H.* // Front. Mater. 2018. V. 5. P. 1. <https://doi.org/10.3389/fmats.2018.00026>
7. *Yeh J.W., Chen Y.L., Lin S.J. et al.* // Mater. Sci. Forum. 2007. V. 560. P. 1. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1>
8. *Tsai M.-H., Yeh J.-W.* // Mater. Res. Lett. 2014. V. 2. P. 107. <https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690>
9. *Jien-Wei Y.* // Ann. Chim. Sci. Mat. 2006. V. 31. P. 633. <https://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>
10. *Miracle D.B., Senkov O.N.* // Acta Materialia. 2017. V. 122. P. 448. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
11. *Sellami N., Debelle A., Ullah M.W. et al.* // Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. 2019. V. 23. P. 107. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2019.02.002>
12. *Jin K., Mu S., An K. et al.* // Mater. Des. 2017. V. 117. P. 185. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.12.079>

13. Zarkadoula E., Samolyuk G., Weber W.J. // *Comput. Mater. Sci.* 2019. V. 162. P. 156.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2019.02.039>
14. Zhao S., Stocks G.M., Zhang Y. // *Phys. Chem. Chem. Phys.* 2016. V. 18. P. 24043
<https://doi.org/10.1039/C6CP05161H>
15. Zhao S., Egami T., Stocks G.M. et al. // *Phys. Rev. Mater.* 2018. V. 2. P. 013602.
<https://doi.org/10.1103/physrevmaterials.2.013602>
16. Zhao S., Osetsky Y., Barashev A.V. // *Acta Mater.* 2019. V. 173. P. 184.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.04.060>
17. Lu C., Niu L., Chen N. // *Nat. Commun.* 2016. V. 7. P. 13564.
<https://doi.org/10.1038/ncomms13564>
18. Lu C., Yang T., Niu L. // *J. Nucl. Mater.* 2018. V. 509. P. 237.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.07.006>
19. Zinkle S.J., Was G.S. // *Acta Mater.* 2013. V. 61. P. 735.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.004>
20. Agarwal S., Trocellier P., Serruys Y. // *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B.* 2014. V. 327. P. 117.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.062>
21. Birkholz M. *Thin Film Analysis by X-ray Scattering.* Print ISBN:9783527310524, 2005
22. Nath D., Singh F., Das R. // *Mater. Chem. Phys.* 2020. V. 239. P. 122021.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.122021>
23. Prevey P.S. // *ASM International, ASM Handbook.* 1986. V. 10. P. 380.
<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v10.a0001761>
24. James F.Z., Ziegler M.D., Biersack J.P. // *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B: Beam Interact. Mater. At.* 2010. V. 268. P. 1818.
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2010.02.091>
25. Jia N., Li Y., Huang H. // *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 2021. V. 550. P. 152937.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.152937>
26. Kozak R., Sologubenko A., Steurer W. // *Cryst. Mater.* 2015. V. 230. P. 55.
<https://doi.org/10.1515/zkri-2014-1739>
27. Trinkaus H., Singh B.N. // *J. Nucl. Mater.* 2003. V. 323. P. 229.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2003.09.001>
28. Jia N., Li Y., Huang H. et al. // *J. Nucl. Mater.* 2021. V. 550. P. 152937.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.152937>
29. Kombaiah B., Jin K., Bei H. et al. // *Mater. Des.* 2018. V. 160. P. 1208.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.11.006>
30. He M.R., Wang S., Shi S., Jin K. et al. // *Acta Mater.* 2017. V. 126. P. 182.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.12.046>
31. Harrison R.W., Greaves G., Le H. et al. // *Curr. Opin. Solid. St. Mater.* 2019. V. 23. P. 100762.
<https://doi.org/10.1016/j.cossms.2019.07.001>

Structural and Phase Changes in Concentrated Solid Solutions of the V–Nb–Ta–Ti System Irradiated with Helium Ions

V. V. Uglov¹, *, S. V. Zlotski¹, M. M. Belov¹, A. E. Ryskulov², Jin Ke³, I. A. Ivanov², A. E. Kurakhmedov², D. A. Mustafin², A. D. Sapar², Y. V. Bikhert²

¹Belarusian State University, Minsk, 220030 Belarus

²Institute of Nuclear Physics, Nur-Sultan, 050032 Kazakhstan

³Beijing Institute of Technology, Beijing, 100811 China

*e-mail: Uglov@bsu.by

The aim of this work is to study the effect of irradiation with low-energy helium ions with a fluence $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ and an energy of 40 keV on the structural-phase state of multicomponent solid solutions based on V–Nb–Ta–Ti. These studies are aimed at obtaining new data on the radiation resistance of multicomponent solid solutions, which have great potential for use as structural materials for new generation reactors. As a result of the work carried out by scanning electron microscopy and X-ray diffraction analysis, it was found that all alloys of the system belong to equiatomic single-phase solid solutions and in the initial state, have a homogeneous distribution of elements on the surface and have compressive micro- and macro-stresses. The conducted studies have shown that irradiation with helium ions of alloys of the V–Nb–Ta–Ti system does not lead to the decay of the solid solution and disturbance of the equiatomicity and uniformity of the distribution of elements on the surface. Irradiation with helium ions does not lead to a significant change in the level of micro- and macro-stresses for VNb and VNbTa systems, while for VNbTaTi alloy there is an increase in compressive stresses, which may be due to the segregation of elements and the accumulation of helium-vacancy clusters.

Keywords: high-entropy alloys, HEA, multicomponent solid solutions, irradiation, radiation defects, helium ions, residual stress.