

УДК 621.039.53

Г.В. БОКУЧАВА¹, А.И. ГУЛДАМАШВИЛИ¹, Л.И. КЕКЕЛИДЗЕ¹,
Р.Н. КУТЕЛИЯ¹, Ц.М. НЕБИЕРИДЗЕ¹, А.В. СИЧИНАВА¹, Б.М. ШИРОКОВ²

¹ Сухумский физико-технический институт им. И. Векуа, Тбилиси, Грузия

² Национальный Научный Центр «Харьковский Физико-Технический Институт»,
Харьков, Украина

РАЗУПРОЧНЕНИЕ И РАСПУХАНИЕ КАРБИДА БОРА И БОРА ПРИ БОМБАРДИРОВКЕ РАЗЛИЧНЫМИ ИОНАМИ

Исследовано влияние облучения ионами атомов мишени (бора и углерода) и продуктов расщепления нуклидов бора (гелия и лития) на микротвердость и линейные размеры бора и карбида бора. Установлено 7-72 %-ное разупрочнение и 17-56 %-ное распухание материалов, облученных при температуре 373 К и 900 К дозами 0,6-60 сна и испытанных при 300 К. Уровень разупрочнения и распухания кристаллов, облученных ионами гелия, выше, чем ионами лития, бора или углерода. Результаты настоящих исследований полезны для изготовления термоэлектрических преобразователей, используемых в космических системах.

распухание, потоки ионов, бор, карбид бора, космические аппараты

Введение

В качестве поглотителя нейтронов в системах регулирования и защиты ядерных реакторов на быстрых и тепловых нейтронах используется карбид бора. В стержнях управления и защиты применяется карбид бора с переменным содержанием нуклидов бора с высоким сечением поглощения нейтронов. Эффективный поглотитель нейтронов отличается также высокой твердостью, высокой температурой плавления и химической стойкостью. Для обоснования и обеспечения безопасной эксплуатации реакторов необходимо знание уровня деградации свойств карбида бора при длительном облучении высокими повреждающими дозами. Радиационная повреждаемость поглощающих материалов по сравнению с конструкционными материалами реакторов значительно менее изучена [1 – 7].

Для функционирования космических аппаратов необходимы автономные и компактные источники электрической энергии, стойкие к воздействию потоков ионов. В настоящее время в этом качестве используются термоэлектрические преобразователи различных конструкций. Использование карби-

да бора с определенным соотношением B_{10} и B_{11} в качестве преобразующих элементов имеет ряд преимуществ перед другими материалами, в том числе, и особую стойкость к облучению потоками ионов.

Существующий уровень понимания механизмов радиационных процессов, протекающих в облученных материалах, недостаточен для прогнозирования степени деградации макроскопических характеристик карбида бора [3 – 5]. Работоспособность регулирующих стержней ограничивается недопустимым ухудшением параметров карбида бора в процессе облучения прежде, чем исчерпываются его поглощающие способности. Поэтому, увеличение ресурса эксплуатации стержней из карбида бора в реакторах остается актуальным [8].

Для моделирования влияния реакторного излучения на радиационную повреждаемость и, следовательно, на деградацию свойств борсодержащих материалов, в качестве облучающих частиц используются электроны и различные ионы [9 – 13]. Моделирование осуществляется в более контролируемых и управляемых условиях параметров ионного пучка

и мишени и гораздо быстрее, чем это достигается в ядерных реакторах.

В настоящей работе продолжено исследование [10 – 13] влияния облучения на прочностную и размерную стабильность бора и карбида бора с помощью бомбардировки ускоренными ионами при высоких повреждающих дозах и температурах облучения. Образцы бомбардировались ионами атомов мишени – бора и углерода и продуктов расщепления нуклидов бора-гелия и лития.

1. Методика эксперимента

Исследуемыми материалами служили поликристаллический бор и карбид бора. Образцы β -ромбодрического бора были получены методом эпитаксиального выращивания из газовой фазы [14]. Исходными реагентами служили треххлористый бор и молекулярный водород. В качестве подложки используется мелкозернистый малозольный графит. Термическое восстановление треххлористого бора водородом проводилось при температуре графитовой подложки 1373–1423 К. Давление в камере осаждения не превышало 0,1–0,5 Па, расход треххлористого бора составлял 0,5–1,7 см³/с, соотношение реагирующих компонентов 1:20–1:100. Для исследований использовались образцы бора с 99,9 % ат. чистоты, плотностью 2,25–2,34 г·см³, толщиной 1,0 мм. Поликристаллический карбид бора получен методом высокотемпературного прессования порошков. Горячее прессование порошков карбида бора выполнялось в графитовой пресс-форме на воздухе при температуре 2463 К с усилием до 34,3 МПа в течение 40–60 минут. Порошки карбида бора с размерами 0,3–5 мкм получались магний-термическим восстановлением. Исходные образцы карбида бора близки к стехиометрическому составу и имели относительную плотность 90–98% ат.

Для облучения и исследования образцы обрабатывались с целью достижения минимальной шеро-

ховатости и минимального разрушения поверхностного слоя кристаллов. Механическая обработка образцов состояла из резки, шлифовки и полировки. Механическая шлифовка и полировка пластин размерами 0,5×5×10 мм проводилась алмазными пастами и порошками с последовательным изменением размера зерна до 1/0 мкм. После механической обработки образцы подвергались химической и электрохимической полировке с целью удаления разрушенного поверхностного слоя. Химическая полировка бора проводилась в водных растворах красной кровяной соли и калиевой щелочи. Карбид бора полировался в 1 % калиевой щелочи электрохимическим методом при токе 3 А·см⁻³ и напряжении 40 В в течение нескольких секунд. После полного цикла обработки шероховатость поверхности бора и карбида бора не превышала 10–15 нм. Минимальный разрушенный слой поверхности исследуемых кристаллов не превышал 10 нм.

Для испытания материалов на прочность без разрушения удобно применять испытания их твердости [15]. Прочностные свойства определялись простым и чувствительным методом измерения их микротвердости. Практически испытание на твердость определяется структурой кристаллической решетки и характеризует ее сопротивляемость к деформации, близкой к деформации на пределе прочности. Из-за сложного напряженного состояния материала при вдавливании индентора связать твердость высокопрочных материалов с другими механическими характеристиками аналитически непростая задача [15 – 17].

Измерение микротвердости образцов осуществлялось на приборе типа Duremit методом Кнупа [15]. Распределение микротвердости на глубине облученного слоя определялось и изменением нагрузки на индентор от 5 до 500 г. Среднеквадратичная ошибка измерений не превышала 4 %. Измерение микротвердости исследуемых высокопрочных образцов затруднялось их хрупкостью. Во избежание растрескивания материалов на индентор выбирались

предельные нагрузки, исключая появление трещин. Среднее значение микротвердости используемых исходных образцов кристаллического бора составляло $H=31\pm 1,2$ ГН·м⁻² и $H=45\pm 1,8$ ГН·м⁻² для карбида бора. Образцы испытывались при комнатной температуре $T=300$ К.

Линейное удлинение L облученного образца определялось по измерению ступеньки, которая образуется между облученной и необлученной частями поверхности. Измерение величины линейного удлинения производилось по изменению интерференционных полос с помощью микроскопа МИИ-4. Минимально определяемая толщина слоя составляет 30 нм. Образцы бомбардировались ионами гелия с энергией $E=15-100$ кэВ, лития $E=60$ кэВ, бора $E=50-225$ кэВ и углерода с $E=100-200$ кэВ, флюенсами $\Phi=1\cdot 10^{16}-1\cdot 10^{18}$ см⁻², дозами $D=0,6-60$ сна, при температурах мишени $T=373$ К и $T=900$ К. Проводилось также двойное и тройное облучение последовательно ионами с выбранной энергией. Подбором энергии ионов достигаются схожие значения профилей распределения введенных атомов, дефектов и равномерность распределения по глубине проникновения ионов. В процессе бомбардировки в камере транспортировки ионов поддерживался вакуум не ниже 10^{-3} Па. Для предотвращения загрязнения поверхности образцов при облучении применялись криосорбционные системы защиты (ловушки, антимиграционные барьеры). Неоднородность распределения по поверхности имплантированных атомов не превышает 1 %. Однородность облучения обеспечивалась перемещением образцов в камере перед пучком и выбором специальных диафрагм.

2. Характеристики бомбардирующих частиц

Радиационная повреждаемость материалов и, соответственно, изменение их свойств во многом определяется параметрами облучающих частиц и мишени во время облучения. Для выбора режимов об-

лучения и сопоставления повреждаемости борсо-держающих материалов необходимо знание основных характеристик облучающих частиц.

Таковыми величинами являются параметры функции распределения пробега ионов и полной энергии, выделенной ионом в каскадах упругих столкновений с атомами мишени. Расчет параметров распределения введенных атомов и дефектов для ионов гелия, лития, бора и углерода, бомбардирующих кристаллы бора и карбида бора, проведен по известной методике [18]. Для сопоставления повреждаемости материалов, облученных различными частицами, удобно использовать способность дефектообразования отдельных частиц $-d$ и способность изменения состава облучаемой мишени $-d'$. Количественной характеристикой способности дефектообразования отдельной частицы служить производимое ею полное число смещений, приходящихся на атом облучаемой мишени d , сна·ч⁻¹·см². Тогда, во время облучения с флюенсом Φ , ч¹·см⁻², генерированное полное число смещений (вакансий), приходящихся на атом матрицы, представляет собой дозу облучения и определяется выражением:

$$D(x)=d(x)\cdot\Phi, \quad (1)$$

где $D(x)$ и $d(x)$ – соответствующие значения на глубине x . Количественной характеристикой накопления вводимых атомов или продуктов расщепления нуклидов бора при поглощении нейтронов будет производимое одной частицей полное число трансмутационных или вводимых атомов, приходящихся на атом матрицы. Эта величина определяет способность отдельной частицы генерировать атомы в объеме облучаемой мишени. Способность изменения состава мишени представляет собой относительный вклад введенных атомов и определяется отношением числа атомов примеси – Nn см⁻³ к числу атомов мишени – Nm см⁻³ в единице объема $-d'$, $Nn/Nm\cdot ч^{-1}\cdot см^2$. Тогда за время облучения с флюенсом Φ , ч¹·см⁻² полное число введенных атомов, приходящихся на атом матрицы, представляет собой величину харак-

теризующей изменение состава мишени и определяется выражением:

$$D'(x) = d'(x) \cdot \Phi. \quad (2)$$

В случае бомбардировки ионами в качестве характеристик используются соответствующие максимальные значения распределений по глубине проникновения ионов.

Оценка радиационных характеристик производится по рассчитанным значениям параметров функции распределения профиля ионов и выделенной им полной энергии в упругих взаимодействиях с атомами мишени. Число смещений, генерированных облучающей частицей с энергией E , определяется с помощью модифицированной каскадной функции. В качестве пороговой энергии смещения атомов с узлов кристаллической решетки используется значение 40 эВ. Радиационные характеристики нейтронов и электронов, облучающих бор и карбид бора рассчитаны по методу, изложенной в работе [7].

Способности ионов в изменении состава и дефектообразования и их пространственное распределение во многом определяют повреждаемость кристаллов. Поэтому облучающие частицы характеризуются также отношением изменения состава мишени к способности дефектообразования d'/d .

В общем случае степень повреждаемости карбида бора и бора, облученных любыми частицами, будет зависима от повреждающей дозы облучения, температуры мишени, способности бомбардирующих частиц в дефектообразовании и в изменении состава мишени, регулирующих процесс гибели и накопления радиационных дефектов.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Изменение состава и структуры твердых тел, подвергнутых ионной бомбардировке, оказывает значительное влияние на их макроскопические свойства.

Исследованию механизмов влияния облучения нейтронами и другими частицами на прочностные свойства металлов и их сплавов посвящено много работ [1 – 2]. По сравнению с металлами, изменение свойств высокопрочных борсодержащих материалов, облученных различными ионами, менее изучено [9 – 13].

Характерной особенностью бора и карбида бора является высокая прочность, отсутствие заметной микропластичности и хрупкое разрушение вплоть до температур $0,5-0,7 T_{пл}$, равной температуре перехода из хрупкого состояния в пластичное [16, 17]. Поэтому в исследуемой области облучения и испытания микротвердость бора и карбида бора определяются изменением предела хрупкого разрушения. Влияние ионного облучения на прочностные свойства бора и карбида бора проявляется в снижении их микротвердости. Изменение механических свойств материалов в зависимости от условий ионной бомбардировки определяется по относительному снижению микротвердости $\Delta H/H$ %.

Результаты микроиндентирования карбида бора и бора, в зависимости от условий облучения различными ионами, сведены в табл. 1 и 2 соответственно.

Там же приведены расчетные значения радиационных характеристик бомбардирующих частиц. Для сравнения в табл. 1 представлены литературные данные об относительном снижении микротвердости карбида бора, облученного ионами гелия, при комнатной температуре [9].

Сравнение результатов микроиндентирования показывает, что независимо от условий облучения, наблюдается разупрочнение бора и карбида бора. В исследуемой температурной области облучения и испытания наблюдаемое снижение прочности бора и карбида бора связано с понижением предела хрупкого разрушения.

Механизм разрушения хрупких материалов связан с зарождением, развитием и раскрытием трещин [17].

Таблица 1

Относительное снижение микротвердости карбида бора
облученного ионами гелия, лития и бора

Ион	E , кэВ	d , сна·ч ⁻¹ ·см ² x10 ⁻¹⁷	d' , Nn/Nm · ч ⁻¹ ·см ² x10 ⁻¹⁹	d'/d %	D , с н а	$\Delta H/H$ %	T , К	Лит.
⁴ He	100	1,4	5,6	4,0	1,4-140	10-35	300	[9]
⁴ He	100	1,4	5,6	4,0	1,4	11,0	300	[11]
¹¹ B	225	5,1	5,9	1,2	5,1	15,0	300	[11]
⁴ He* ¹¹ B	100 225	1,4+5,1=6,5	5,6+5,9=11,5	1,8	6,5	25,0	300	[11]
⁴ He	50	1,8	6,4	3,6	0,6	16,0	900	
⁷ Li	60	3,5	6,6	1,9	1,2	14,0	900	
⁴ He** ⁷ Li ¹¹ B	50 60 80	1,8 3,5 <u>7,7</u> 13,0	6,4 6,6 <u>8,3</u> 21,3	3,6 1,9 <u>1,1</u> 1,64	0,6 1,2 <u>2,5</u> 4,3	23,0	900	

* – последовательное облучение образцов ионами гелия и бора.

** – последовательное облучение образцов ионами гелия, лития и бора.

Таблица 2

Относительное снижение микротвердости бора
облученного ионами гелия, бора и углерода

Ион	E , кэВ	d , сна·ч ¹ · см ² x10 ⁻¹⁷	d' , Nn/Nm ·ч ¹ ·см ² x10 ⁻¹⁹	d'/d , %	D , с н а	$\Delta H/H$ %	T , К	Лит.
⁴ He	100	1,4	5,0	3,6	1,4-14,0	7-17,0	300	[10]
¹¹ B	225	5,0	5,6	1,1	5,6	15,0	300	[10]
⁴ He* ¹¹ B	100+225	1,4+5=6,4	5+5,6=10,6	1,7	7,0	16,0	300	[10]
⁴ He	35	2,0	6,1	3,1	20,0	72,0	373	
¹² C	100	8,9	8,3	0,94	11,0	32,0	373	
⁴ He* ¹¹ B	35+100	2+6,7=8,7	6,1+7,2=13,3	1,5	6+20=26	36,0	373	
¹² C	200	6,7	6,6	1	8,0	54,0	373	

* – последовательное облучение образцов ионами гелия и бора.

Трещины в таких материалах легко зарождаются либо при облучении, либо при испытаниях на прочность.

Раскрытию трещин предшествуют накопление и рост упругих напряжений в материале. При облучении источниками упругих напряжений являются радиационные дефекты кристаллической структуры межузельного типа. В указанной области температуры облучения и испытания дефекты межузельного типа устойчивы. Поэтому кинетика радиационного повреждения кристаллов будет связана с накоплением дефектов данного типа.

С ростом повреждающей дозы облучения происходит накопление радиационных дефектов, и по мере увеличения внутренних напряжений предел прочности облученных хрупких материалов уменьшается. Если внутреннее напряжение достигает предела прочности необлученного материала, может наблюдаться самопроизвольное развитие трещин и, как следствие, его разрушение. В процессе испытания в ядерном реакторе наблюдается разрушение карбида бора [4, 5].

В исследуемой области повреждающей дозы и температуры облучения, когда вакансии мало подвижны, увеличивается вероятность образования и накопления устойчивых комплексов межузельных атомов. С накоплением дефектов вокруг них увеличиваются упругие поля напряжений и, как следствие, наблюдается падение предела хрупкого разрушения.

В случае облучения бора и карбида бора ионами гелия из-за высокой подвижности межузельных атомов гелия образуются высокостабильные гелиево-многовакансионные комплексы. Наличие гелия в облученных борсодержащих материалах (как и в металлах) способствует образованию и накоплению зародышей гелиевых пузырей, которые понижают предел хрупкого разрушения. Известно, что в облученном нейтронами карбиде бора гелий осаждается в виде зародышей пузырьков в зернах и на границе

зерен. Поля упругих напряжений, наблюдаемые вокруг пузырьков, указывают на наличие внутри пузырьков высокого давления, превышающего давление, необходимое для уравнивания поверхностного натяжения [17, 19]. По аналогии с металлами гелиево-вакансионные комплексы являются центрами высокой деформации и могут вызвать межзеренные и внутривзеренные микротрещины. Эволюция гелиево-вакансионных комплексов в облученных материалах [1 – 6, 15] качественно удовлетворительно объясняют экспериментально наблюдаемые закономерности изменения степени разупрочнения бора и карбида бора с увеличением повреждающей дозы облучения ионами гелия (табл. 1 и 2).

При микроиндентировании облученных ионами гелия образцов отмечалось появление трещин у отпечатков. Появление и увеличение числа трещин у отпечатков индентора при испытаниях в случае увеличения в образце концентрации атомов гелия выше 5 % и нагрузки на индентор указывает на снижение локальной микропластичности материалов. Сильное увеличение суммарного бала микрохрупкости наблюдается у облученных нейтронами боридов переходных металлов при измерениях микротвердости [3, 15].

Бомбардировка образцов ионами лития, бора и углерода в любой последовательности после предварительного облучения ионами гелия усиливает степень разупрочнения бора и карбида бора. Сравнение закономерностей разупрочнения образцов, облученных отдельно ионами лития, бора, углерода, а также этими ионами в любой последовательности и ионами гелия, показывает, что степень разупрочнения кристаллов в случае облучения ионами гелия сильнее.

При похожих значениях способностей изменения состава мишени, следовательно, низкой способности дефектообразования, ион гелия производит более сильный эффект разупрочнения, чем ионы лития, бора и углерода. Эффект повышения разупроч-

нения бора и карбида бора при облучении ионами гелия, обусловлен образованием и накоплением высокостабильных гелиево-многовакансионных дефектов сложного типа.

При бомбардировке карбида бора электронами и ионами наблюдается распухание образцов [6, 13]. В данной работе продолжено изучение распухания борсодержащих материалов, облученных различны-

ми ионами с высокими повреждающими дозами. В качестве примера в табл. 3 приведены результаты исследования влияния ионной бомбардировки на распухание бора и карбида. Там же приведены условия облучения и радиационные характеристики бомбардирующих ионов. Измерение величины удлинения образцов производился при комнатной температуре.

Таблица 3

Распухание карбида бора и бора при облучении ионами гелия и бора

Мишень	Ион	$E, \text{кэВ}$	$d, \text{сна} \cdot \text{ч}^{-1} \cdot \text{см}^2 \cdot 10^{-17}$	$d'/d, \%$	$D, \text{сна}$	$\Delta L, \text{нм}$	$\Delta L/R, \%$	$T, \text{К}$	Лит.
B_4C	^{11}B	50	9,3	1,1	20,0	30,0	17,0	373	[13]
B_4C	^4He	35+15	2,0+2,6=4,6	3,3	36,0	100	32,0	373	[13]
B	^{11}B	50	9,1	1,0	20,0	50	28,0	373	
B	^4He	35	2,0	3,1	20,0	70	23,0	373	
B^*	$^4\text{He}+^{11}\text{B}$	35+100	2+6,7=8,7	1,5	60,0	170	56,0	373	

* – последовательное облучение образцов ионами гелия и бора.

Величина линейного распухания-удлинения образцов при ионной бомбардировке характеризуется отношением прироста длины ΔL к величине пробега ионов R .

В качестве пробега иона выбирается сумма среднего проективного пробега R_p и разброса пробегов ΔR_p , равная $R=R_p + 1,25\Delta R_p$.

При определении удлинения образцов учитывается толщина распыленного слоя поверхности мишени в процессе ионной бомбардировки. В исследуемой области энергии ионов и флюенса облучения распыляемая ионами максимальная толщина поверхности не превышает 10 нм. Результаты исследования показывают существенный прирост линейных размеров облученных кристаллов.

Как и в случае разупрочнения, ион гелия производит более сильный эффект распухания, чем ион бора. Повторная бомбардировка кристаллов бора

ионами бора после предварительного облучения ионами гелия усиливает эффект распухания. При одинаковых дозах облучения удлинение кристаллов ионами гелия больше, чем ионами бора с высокой скоростью генерации дефектов. Повышенное распухание облученных ионами гелия кристаллов связано с образованием высокостабильных гелиево-многовакансионных комплексов и пор, заполненных гелием. Газонаполненные гелиевые пузыри разнообразной формы характерны для металлов и карбида бора, облученных нейтронами и ионами гелия [1 – 6].

Литература

1. Ибрагимов Ш.Ш., Кирсанов В.В., Пятилетов Ю.С. Радиационное повреждение металлов и сплавов. – М.: Энергратомиздат, 1985. – 356 с.

2. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева И.М. Радиационные дефекты и распухание металлов. – К.: Наук. думка, 1988. – 395 с.
3. Ковальченко М.С., Огородников В.В., Роговой Ю.И., Крайний А.Г. Радиационное повреждение тугоплавких соединений. – М.: Атомиздат, 1979. – 460 с.
4. Dunner Ph., Heuvel H.I., Horle M. Absorber Materials for Control Rod Systems of Fast Breeder Reactors // J. Nucl. Mater. – 1984. – Vol. 124. – P. 185-194.
5. Быков В.Н., Руденко В.А., Герасимов В.П., Щербак В.И. Влияние высокотемпературного отжига на распухание и выделение гелия в облученном нейтронами B_4C // ВАНТ, Сер. ФРП и РМ. – 1988. – № 5. – С. 32-35.
6. Zuppiroli L., Lesuewe D.L. Modelling the swelling and Microcracking of B_4C Under Neutron Irradiation // Phil. Mag. A. – 1989. – Vol. 60, № 5. – P. 539-556.
7. Гулдамашвили А.И., Голубков В.Б., Кутелия Р.И., Садагашвили М.И. Оценка степени дефектообразования в материалах при облучении быстрыми нейтронами // ВАНТ, Сер. ФРП и РМ. – 1985. – Вып. 1 (39). – С. 26-29.
8. Рисованный В.Д., Захаров А.В., Муралева Е.М. Новые перспективные поглощающие материалы для ядерных реакторов на тепловых нейтронах // ВАНТ, Сер.: ФРП и РМ. – 2005. – Вып. 3 (86). – С. 87-93.
9. Sarasvati V., Rao G.V. Radiation Damage Study of Boron Carbide Pellets Using Helium ions // Jour. Of Mater. Scien. Let. – 1985. – № 4. – P. 260-262.
10. Гулдамашвили А.И., Гогишвили В.А., Джеджлава И.Г. и др. Изменение микротвердости бора и додекаборида алюминия при облучении ионами гелия и бора // ВАНТ, Сер. ФРП и РМ. – 1990. – Вып. 2(53). – С. 54-59.
11. Радиационная повреждаемость боросодержащих материалов / А.И. Баирамашвили, А.И. Гулдамашвили, В.А. Гогишвили и др. // Труды Международной Конференции по радиационному материаловедению (Алушта 22-25 мая, 1990). – Радиационное материаловедение. Том 8. – Х.: МАЭП и ХФТИ. – 1991. – С. 197-206.
12. Гулдамашвили А.И. Радиационная повреждаемость материалов при облучении // ВАНТ, Сер. ФРП и РМ. – 1991. – Вып. 2(56). – С. 30-33.
13. Guldamashvili A.I., Kutelia R. Strength Loss of Irradiated Boron Carbide // Bulletin Georgian Academy Sciences. – 2006. – Vol. 173, №1. – P. 73-76.
14. Криворучко В.М. Получение тугоплавких соединений из газовой фазы. – М.: Атомиздат, 1976. – 412 с.
15. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М.: Наука, 1976. – 370 с.
16. Физическое металловедение / Под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена. – Т. 3. Физико-механические свойства металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1987. – С. 111-153.
17. Келли А. Высокопрочные материалы. – М.: Мир, 1976. – 411 с.
18. Буренков С.Ф., Комаров Ф.Ф., Кумахов М.А., Темкин М.М. Пространственное распределение энергии, выделенной в каскаде атомных столкновений в твердых телах. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 330 с.
19. Залужный А.Г., Сокурский Ю.Н., Тебус В.Н. Гелий в реакторных материалах. – М.: Энергоатомиздат, 1988. – 503 с.

Поступила в редакцию 4.04.2007

Рецензент: д-р физ.-мат. наук В.М. Хороших, Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины, Харьков.