

УДК 548.1:533.9

ОСОБЕННОСТИ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

В.Г. Кириченко, В.М. Куклин

*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина,
физико-технический факультет, 61108, г. Харьков, пр. Курчатова, 31,
Поступила в редакцию 25 января 2001г.*

Представлены результаты анализа некоторых характерных процессов трансформации кристаллических структур при фазовых превращениях 1-ого рода. Рассмотрены особенности механизмов полиморфных превращений, для описания, которых предложена модель образования упорядоченных структур в неравновесных системах с диссипацией.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: кристалл, симметрия, электронная плотность, регулярные структуры, многокомпонентные системы, коллективные процессы.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

В процессах формирования многокомпонентных кристаллических систем, такие как кристаллизация, полиморфные и мартенситные превращения, эпитаксиальный рост монокристаллов и тонких пленок, образование гетероструктур и т.п. в своей основе должны выполняться фундаментальные симметричные и кристаллометрические соотношения [1]. При этом возникает проблема анализа соотношений симметрии кристаллов с федоровской группой $\Phi = G_3$ и симметрией входящих структурных элементов [2]. В зависимости от типа симметрии элементов G_3 иногда можно указать простые соотношения с симметрией положения в кристалле. Например, сферически-симметричные металлические атомы занимают положения с симметрией $m\bar{3}m$ в пространственной группе $Fm\bar{3}m$, а тетраэдрические атомы С формируют структуру типа алмаза с тетраэдрической симметрией $4\bar{3}m$. В большинстве структур элементы находятся в узлах с более низкой симметрией с выполнением принципа Кюри.

Фундаментальными требованиями являются принцип минимума свободной энергии $F = U - TS$ и выполнение условий максимально плотной упаковки атомов в кристалле. Роль пространственной симметрии федоровских групп Φ состоит в регулировании формирования структуры кристалла операциями трансляционной симметрии. Так, при симметричном анализе поверхностных структур в силу возникновения таммовских состояний, связанных с нарушением трансляционной инвариантности кристалла, классификацию поверхностных состояний проводят по неприводимым представлениям 17 пространственных групп двумерного кристалла [3]. В этом случае симметричная классификация может быть проведена полностью для всех 17 групп. Процедура определения типов двойников при фазовых превращениях в кристаллах также упрощена в случае структур с точечной симметрией и несколько усложнена при учете трансляционной симметрии [4]. Более сложным являются случаи теоретико-группового анализа структурных переходов без конкретизации типа фазового превращения [5] и симметричного анализа гетеропереходов [6].

Значительный интерес вызывает проблема устойчивости кристаллов при полиморфных и мартенситных превращениях, классифицируемых как фазовые превращения 1-ого рода. В температурной области протекания полиморфных превращений наблюдается неустойчивость кристаллической решетки, характеризующаяся смягчением фононного спектра и образованием коллективных состояний со временем релаксации выше времени жизни фононов. Анализ таких процессов, в частности, устойчивости кристаллов с ГПУ структурой при образовании ГЦК, ОЦК и ω - фаз проведен на основе предположения о переходе к конечным структурам путем однородной деформации [7].

Аналогично предпереходным структурным состояниям, наблюдаемым в металлах при полиморфных превращениях (например, в Ti, Zr, Hf), обнаружены многообразные предпереходные состояния в сплавах и многокомпонентных металлических системах при мартенситных превращениях [8]. При этом на микроскопическом уровне реализуется неустойчивость кристаллической решетки по отношению к смещениям атомов динамического или статического характера, что проявляется в формировании зон локальной неустойчивости различного масштаба. Традиционно устойчивость кристаллической решетки и аномалии структурного состояния металлов и сплавов рассматривается на основе анализа особенностей электронного спектра. В [9] предложена модель связи особенностей динамики решетки и аномалий структурного состояния с учетом коллективных явлений в фононной подсистеме, которые характеризуются нелинейным резонансом и синхронизацией частот фононов.

Анализ кинетических эффектов взаимодействия решеточного газа с металлом указывает на самоорганизацию в системах [10]. Согласно [11] при степени нелинейности выше квадратичной возникает неустойчивость термодинамической ветви, приводящая к набору стационарных диссипативных структур.

Теория диссипативных структур позволяет объяснить механизмы возникновения упорядоченных

состояний в открытых неравновесных системах. Кристалл, являясь трансляционно-инвариантной системой атомов, представляет собой пример диссипативной структуры. Кроме того, в последнее время особое внимание привлекают явления формирования регулярных пространственных структур с распределенными крупномасштабными дефектами. Во многих случаях топология структуры, образованной такими дефектами, оказывается подобной топологии основной структуры [12-14].

В настоящей работе для анализа изменения состояния кристалла при его трансформации в ходе фазовых превращений применена модель формирования регулярных структур в кристаллах с диссипацией.

МОДЕЛЬ ТРАНСФОРМАЦИИ РЕГУЛЯРНЫХ СТРУКТУР

Кристаллическая решетка может сформироваться в результате одного из описанных выше процессов (кристаллизация и т.д.), обусловленных первичной неустойчивостью с насыщающей нелинейностью. Эта нелинейность обусловлена отклонением от положения равновесия атомов кристалла, за счет преобладающих двухчастичных взаимодействий. На стадии первичной неустойчивости процесс формирования периодической структуры практически завершается, а затем происходит сужение спектра возмущений из-за нелинейного механизма конкуренции возмущений [13].

В такой системе присутствуют взаимодействия, проявляющие себя при завершении процесса построения первичной структуры. Эти взаимодействия могут описываться вторичной неустойчивостью, которая появляется на промежуточной или заключительной стадии процесса формирования первичной структуры (например, за счет термических флуктуаций), изменяя её симметрию. Это дает основания рассматривать процесс их возникновения как вынужденное нарушение симметрии. Такие процессы обычно реализуются в средах с поглощением или с потерями на излучение энергии, где вне узкого интервала волновых чисел возмущения эффективно подавляются, при этом возникающие регулярные структуры можно считать диссипативными. В средах с кубической нелинейностью, наиболее характерных для систем рассматриваемого типа, вторичные процессы носят характер модуляционных неустойчивостей диссипативного типа. Анализ развития и насыщения таких неустойчивостей существенно облегчается из-за наличия малого параметра – отношения амплитуд вторичной структуры (модуляции) к амплитуде первичной.

Как и в рассмотренном ранее случае образования самоподобных структур на поверхности графита эволюционное уравнение в средах с преимущественной кубической нелинейностью, описывающее формирование пространственных структур, запишем в виде [15]:

$$\hat{L}_k a_k = \frac{\partial a_k}{\partial t} + \varepsilon(k) a_k = \iiint dk_1 dk_2 dk_3 a_{k_1} a_{k_2} a_{k_3} \delta(k - k_1 - k_2 - k_3) [V_{k, k_1, k_2, k_3} + \alpha S_{k, k_1, k_2, k_3}] + f_k$$

где a_k – Фурье-образ возмущений. Матричные элементы взаимодействия пространственных мод V_{k, k_1, k_2, k_3} и S_{k, k_1, k_2, k_3} определяются видом взаимодействия возмущений в системе и отвечают за формирование первичной структуры кристалла и её модуляции – вторичной фазы (при малых α). Предположим, что такой процесс происходит при образовании предпороговых структур при полиморфных превращениях.

Величина $\varepsilon(k)$ имеет локальные максимумы вблизи $k = k_{oi}$ ($i = 1, 2, \dots$) и быстро убывает при удалении от этих точек, причем, если волновые векторы k заметно отличаются от k_{oi} , то $\varepsilon(k_{oi}) < 0$, что определяет сильное подавление таких возмущений, например, за счет эффектов выноса энергии фононами из области взаимодействия при полиморфных превращениях. Однако, этого мало для формирования пространственной структуры. Выбор системой пространственной ориентации происходит за счет наличия у функций $\sim V$ и S (или у соответствующего интеграла – потенциала Ляпунова, если последний существует) локальных минимумов в этих направлениях (точнее, для определенной симметрии связанных группировок обратных векторов решетки). Величины $|k_{oi}|^{-1}$ отвечают минимумам потенциала взаимодействия отдельных атомов, а $\max \varepsilon(k_{oi})/V$ определяет плотность среды.

Согласно [15] линейный оператор $\hat{L}_k$ определяет выбор вида спектра в k -пространстве, заданный типом двухчастичного взаимодействия и определяет характерные значения длин волновых векторов (обратных характерному размеру) среды, обусловленные балансом сил притяжения и отталкивания при двухчастичном взаимодействии. Собственные значения оператора и длины собственных волновых векторов определяются как $\varepsilon(k_{oi})$ и $|k_{oi}|$, соответственно.

Нелинейные слагаемые, пропорциональные V и S соответственно, позволяют учесть основные многочастичные взаимодействия, а именно взаимодействия ближайших соседей при трансформации структуры. По существу, практически не изменяя характерных равновесных размеров между узлами – атомами (и, тем самым, длин собственных векторов $|k_{oi}|$), нелинейные слагаемые, пропорциональные V и S , определяют их ориентацию, то есть формируют пространственную периодическую структуру.

Матричный элемент V_{k, k_1, k_2, k_3} определяет характеристики элементарной ячейки в объеме кристалла.

Эффекты на границе определяются поправкой $\alpha S_{k,k_1,k_2,k_3}$, где α – коэффициент, характеризующий отношение поверхностных сил к силам объемного характера, а S_{k,k_1,k_2,k_3} – матричный элемент, учитывающий наличие границы.

При достижении спектральными амплитудами величин $\varepsilon_1/\min V$, где $\varepsilon_1 = \varepsilon(k_{01})$, влияние на эволюцию системы более слабого физического механизма, обусловленного наличием границы, возрастает. При достижении интенсивности первичной структурой некоторых критических значений, возникает вторичная неустойчивость модуляционного типа. В таком случае должны существовать зависящие от $|a_k|^2$ характерные параметры порядка R и их критические значения R_{cr} . Величина превышения порога вторичной неустойчивости $\varepsilon_2 = (R_{2max} - R_{2cr})/R_{2cr}$ (где R_{2max} – величина, соответствующая стационарному состоянию при $\alpha = 0$) определяет характерные времена развития вторичного процесса, интенсивность и пространственные масштабы модуляции первичной структуры.

Подобно максимумам вторичной неустойчивости расположена система собственных волновых векторов прямой решетки с коэффициентом подобия $\varepsilon_2 = (R_{2max} - R_{2cr})/R_{2cr}$. Это приводит к значению коэффициента подобия, пропорциональному (ε_2^{-1}) для первичной и вторичной структур, характеризующих, например, полиморфное превращение типа ГПУ – ОЦК. Так, в цирконии происходит переход от структурного типа А3 к структурному типу А2 с изменением симметрии решетки: С6/mmc – Im3m. Амплитуда модуляции первичной структуры пропорциональна ε_2 . Параметр, определяющий неустойчивость первичной кристаллической решетки, можно положить равным отношению интенсивности модуляции к интенсивности первичной структуры и он оказывается пропорциональным ε .

Таким образом, возникающая в кристаллах при фазовых превращениях регулярная предпороговая структура в нелинейной среде неустойчива. Эволюция неустойчивости первичной решетки кристалла приводит к регулярному крупномасштабному смещению атомов из положений, характерных для исходной совершенной решетки. В зонах наибольшего отклонения атомов происходит пространственный сдвиг атомных рядов. При рассматриваемых превращениях (с образованием предпороговых структур) отношение параметра элементарной ячейки кристалла и характерной крупномасштабной атомной сетки порядка 10^{-3} [8]. Соответственно, получим оценку для $\varepsilon_2 \sim 10^{-3}$. Вследствие этого следует предполагать, что характерное время формирования предпороговых структур в 10^3 раз превышает время формирования регулярной атомной решетки. Появление нового масштаба времен, большого по сравнению с характерными временами жизни фононов, качественно совпадает с основным результатом, полученным в [9] с учетом эффектов внутримодовых и межмодовых ангармонизмов

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Т.1. Термодинамическая и общая кинетическая теория. М.: Мир, 1978, 806 с.; Christian J.W. Transformations in metals and alloys. Pergamon Press, 1975.
2. Современная кристаллография. Т.2.//Вайнштейн Б.К., Фрадкин В.М., Инденбом В.Л.-М.: Наука, 1979.-360с.
3. Мешков С.В., Молотков С.Н. Поверхность. 1989. №1, С.5-17.
4. Инденбом В.Л., Логинов Е.Б.. Кристаллография. 1987, вып.6, С.1520 -1522.
5. Сахненко В.П., Таланов В.М., Чечин Г.М. ФММ, 1986, т.62, в.5, с.847-856.
6. Андреева А.В. Поверхность. Физика, химия, механика. 1990, №4, с.117-128.
7. Хрущов М.М., Татаринская О.М. ФММ, 1985, т.59, вып.4, с.696-706.
8. Кондратьев В.В., Пушин В.Г. Физика мет. и металловед. 1985, т.60, вып.4, с.630-650.
9. Кацнельсон М.И., Трефилов А.В. Физика мет. и металловед. 1987, т.64, вып.4, с.630-642.
10. Гольцов В.А., Смирнов Л.И. Физика мет. и металловед. 1987, т.63, вып.2, с.238-244.
11. Николис Г., Пригожин И. Самоорганизация в неравновесных системах. М.: Мир, 1979, 512с.
12. Kuklin V.M., Kirichok A.V. Distributed defects in mature dissipative structures. Phys. Scripta, 1995, v.52, pp.492-497.
13. Kirichok A.V. and Kuklin V.M. Phys. Chem. Earth (A), 1999, v.24, №. 6, pp. 533-537.
14. Getting A.V. Uspekhi Fiz. Nauk (Russia) 11, 1, 1991.
15. Бабаскин А.А., Каменский Ю.В., Кириченко В.Г., Киричок А.В., Куклин В.М., Твардовский А.Н. "Ядра, частички, поля", 2000, вып. 4, стор.23-28..

THE FEATURES OF CONVERSION OF CRYSTAL STRUCTURES UNDER PHASE TRANSFORMATIONS

V.G. Kirichenko, V.M. Kuklin

Kharkov National University, Department of Physics and Technology, 4 Svobody Sq., 61077 Kharkov 77, Ukraine

The results of the analysis of some characteristic processes of crystal structures conversion under phase transformations of the 1-st kind are presented. On the base of the developed model the features of the collective processes formed large-scale regular structures under polymorphic transformations are carried.

KEY WORDS: crystal, symmetry, electron density, regular structures, multicomponent systems, collective processes.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И РАДИАЦИОННАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В СПЛАВЕ $Al - 0,1\%Fe$ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Ю.И. Гофман, А.И. Кирдин, Т.А. Коваленко

Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина. Физико-технический факультет.

61108, Харьков, пр. Курчатова, 31. E-mail: kirdin@phf.univer.kharkov.ua

Поступила в редакцию 25 января 2001 г.

Исследована начальная стадия структурно-фазовых превращений в сплаве $Al-0,1\%Fe$ при облучении релятивистскими электронами. Обнаружен минимум зависимости удельного электросопротивления термообработанного сплава от флюенса электронов, что связано с динамикой процесса выделения новой фазы при облучении. Данные измерений размера зерна и микротвердости после рекристаллизационного отжига свидетельствуют о проявлении эффекта радиационной наследственности в сплаве при электронном облучении.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: сплав $Al-0,1\%Fe$, электронное облучение, структурно-фазовые превращения, начальная стадия, радиационная наследственность

В настоящее время проблеме структурно-фазовых превращений в двойных сплавах под действием облучения уделяется большое внимание [1]. Показано, что облучение приводит к изменению фазовых диаграмм, в частности, к сдвигу линии фазового равновесия [2]. Однако ранняя стадия распада твердых растворов, связанная с зарождением новой фазы, мало изучена. В то же время ее исследование представляет значительный интерес, поскольку процессы, происходящие на этой стадии, оказывают большое влияние на дальнейший ход структурно-фазовых превращений. Начальные стадии зарождения новой фазы, представляющие собой области повышенной концентрации легирующего компонента, трудно фиксировать с помощью рентгеноструктурного анализа и металлографии из-за их малой величины. Наиболее подходящим методом для решения этой задачи является метод электросопротивления. В работе [3] изучалось с помощью этого метода влияние электронного облучения на перераспределение примесей в никелевой фольге. При облучении никеля электронами с энергией 30 МэВ при температуре 250 С на кривой зависимости остаточного электросопротивления от дозы наблюдается минимум. Авторы связывают наличие минимума с перераспределением примесей, в частности, с тем, что примеси захватываются радиационными дефектами, а затем они вместе мигрируют к стокам. Влияние последствия облучения (радиационная наследственность) на структурно-фазовые превращения достаточно хорошо изучено для облучения потоком ядерных частиц [4]. В результате облучения образуются не только элементарные дефекты (вакансии и междоузельные атомы), но и каскады столкновений, кластеры, дислокационные петли, вакансионные поры и т.д. Эти структурные неоднородности при последующем нагреве облученных сплавов оказывают существенное влияние на процессы структурно-фазовых превращений. Проявление радиационной наследственности сохраняется до сравнительно высоких температур, при этом предполагается, что высокотемпературная фаза наследует эффект облучения от низкотемпературной облученной фазы. Однако, роль вклада той или иной группы радиационных дефектов в эффект радиационной наследственности, по-прежнему, остается не вполне выясненной, и поэтому дальнейшие исследования в этом направлении представляют интерес.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В настоящей работе были исследованы влияние электронного облучения на раннюю стадию распада бинарного сплава $Al-Fe$ и радиационная наследственность при облучении высокоэнергетическими электронами. Анализ в двойных системах более прост и нагляден, чем в многокомпонентных. В качестве легирующего элемента выбрано железо, которое при комнатной температуре практически нерастворимо в алюминии и является подразамерной примесью. Примесь железа в сплаве повышает его жаропрочность и коррозионную стойкость. Облучение сплавов проводили электронами с энергией в несколько МэВ, то есть, ниже порога ядерных реакций с образованием радиоактивных изотопов. При таком облучении в материале образуются, в основном, элементарные дефекты в виде отдельных пар Френкеля и изредка субмикроскопические комплексы, состоящие всего из нескольких элементарных дефектов. Относительно несложная структура радиационных дефектов облегчает анализ наблюдаемых явлений.

Исследования проводили для сплава $Al-0,1\%Fe$, который изготавливали из алюминия чистотой 99,999%. Выплавку сплава проводили в вакуумной печи с индукционным перемешиванием в тиглях из окислов редкоземельных металлов. Полученные отливки имели цилиндрическую форму. Затем этот сплав подвергали гомогенизирующему отжигу при температуре 550 С в течение 12 часов и прокатке в виде полосы толщиной 100-150 мкм. Прокатку проводили с промежуточными отжигами по схеме, описанной в работе [5]. Из фольги штамповали образцы для исследований, которые подвергали отжигу при температуре 300 С, время отжига образцов составляло 1 час.

Облучение образцов для исследования структурно-фазовых превращений проводили на ускорителе электронов ЛУЭ-6 ХГУ с энергией 4,5 МэВ и ЭЛУ-4 с энергией 4 МэВ при комнатной температуре. При облучении образцов ток пучка поддерживали постоянным, а флюенс варьировали в диапазоне от 10^{17} до 10^{18} см $^{-2}$. Облучение образцов для исследования радиационной наследственности проводили электронами с энергией 1, 4, 6 МэВ, при этом флюенс составлял $5 \cdot 10^{17}$ см $^{-2}$, а температура облучения была комнатной.

Измерение электросопротивления сплава проводили при комнатной температуре до и после облучения. Для измерения использовали потенциометрический метод. Разность потенциалов на исследуемом образце и образцовом сопротивлении измерялось с помощью дифференциального компаратора напряжений Р3003 (класс точности 0,0005). В качестве источника питания использовали стабилизированный источник питания постоянного тока Б5-48. Измерительный ток был равен 100 мА. Относительная погрешность измерений электросопротивления составляла 0,46%.

Для исследования эффекта радиационной наследственности в образцах сплава проводили измерения размера зерна и микротвердости. Необлученные и предварительно облученные образцы сплава Al-0,1%Fe подвергали одинаковой термической обработке - рекристаллизационному отжигу. При этом режим отжига был следующим: температура - 300 °С, время отжига - 1 час, затем осуществляли медленное охлаждение образцов в печи, при котором скорость охлаждения составляла менее 1 С/с. После термической обработки, в результате которой прошла полная рекристаллизация, измеряли микротвердость внутри тела зерна и на субграницах. Металлографические исследования проводили с использованием микроскопа MBT-71M, а микротвердость измеряли микротвердомером ПМТ-3. Относительная погрешность измерений микротвердости составляла 5%. Шлифы для металлографических исследований готовили с использованием химической полировки [6]. С целью снятия шероховатостей полировку образцов проводили в 20% растворе едкого натра в течение 7-10 мин. Для выявления границ зерен использовали 10% раствор плавиковой кислоты. Время травления составило 8-12 минут. Для выявления дислокационной структуры применялся реактив Лакомба [7]. Время травления составило 2-5 минут.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Полученные зависимости относительного удельного электросопротивления от флюенса для исследуемого сплава Al-0,1%Fe в термообработанном и холодnodeформированном состояниях приведены на рисунке. В термообработанном состоянии для этого сплава характерно наличие минимума электросопротивления, который наблюдается при флюенсе $0,3 \cdot 10^{18}$ см $^{-2}$ и имеет величину 6%. В холодnodeформированном состоянии при увеличении флюенса до $1 \cdot 10^{18}$ см $^{-2}$ наблюдается монотонное снижение электросопротивления.

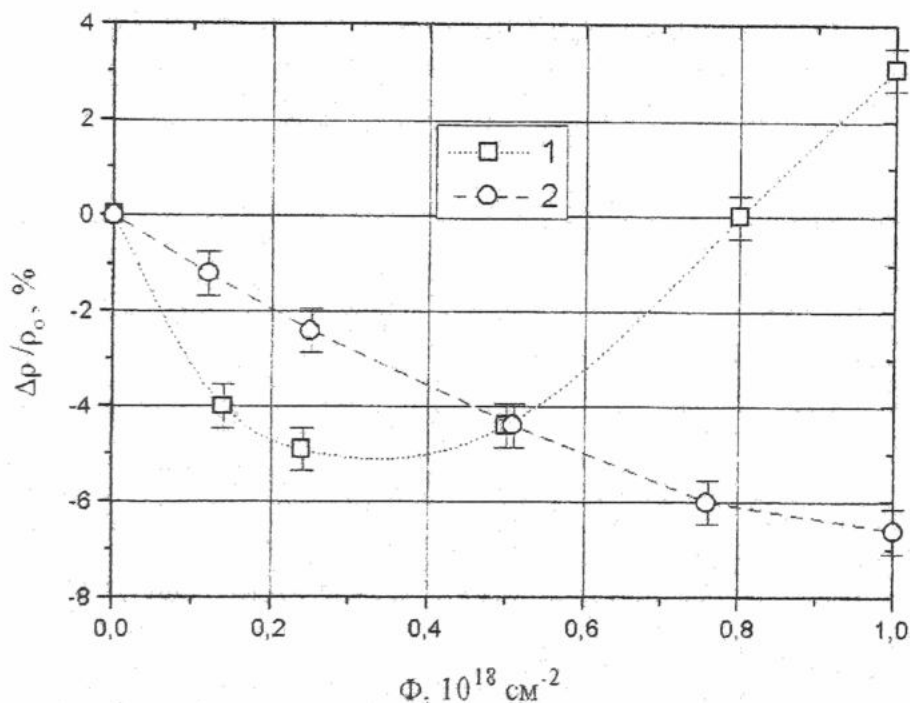


Рис. Зависимость относительного удельного электросопротивления от флюенса электронов для сплава Al-0,1%Fe в термообработанном и холодnodeформированном состояниях

- 1 – сплав в термообработанном состоянии
- 2 – сплав в холодnodeформированном состоянии

Полученные результаты можно объяснить, используя представления об эволюции микроструктуры металлов в условиях облучения. Пространственное перераспределение примесей при малых дозах приводит к образованию выделений новой фазы. Следовательно, уменьшается концентрация центров рассеяния и, соответственно этому, падает электросопротивление. При даль-

нейшем облучении с ростом дозы уменьшается средний радиус выделений, а плотность их увеличивается. Это приводит к возрастанию электросопротивления. Таким образом, исследуемая зависимость должна иметь более или менее ярко выраженный минимум, что и наблюдается в данном эксперименте. Различия характера зависимостей электросопротивления от флюенса для холодnodeформированных и термообработанных образцов связано со значительным различием плотности дислокационных стоков для этих случаев. Так, в термообработанном материале плотность дислокаций на несколько порядков меньше, чем в холодnodeформированном, поэтому в нем более ярко выражен эффект выделения примесной фазы, что и отражают результаты наших наблюдений.

Эффект радиационной наследственности для сплава Al-0,1%Fe исследовали при облучении образцов электронами с энергией, при которой предпочтительно образуются элементарные дефекты и их микрокомплексы, состоящие из нескольких (<10) элементарных дефектов. В таблице представлены результаты измерений размера зерна и изменения микротвердости после рекристаллизационного отжига необлученных и предварительно облученных образцов. Обнаружено, что размер зерна после термической обработки необлученных и предварительно облученных образцов заметно различается. Облученные образцы после отжига имеют более мелкозернистую структуру, чем необлученные. Наблюдается также изменение размера зерна в сторону его уменьшения при увеличении энергии электронов.

Таблица. Размер зерна d и изменение микротвердости ΔH после рекристаллизационного отжига необлученных и предварительно облученных образцов

E, МэВ	Необлученный	1	4	6
d , мкм	250	210	170	160
ΔH , Мпа	0	30	40	60

Микротвердость после термической обработки для необлученных и предварительно облученных образцов также различается. Наблюдается возрастание микротвердости сплава при увеличении энергии электронов. Изменение размера зерна и микротвердости для образцов, облученных электронами с разной энергией, объясняется тем, что при одинаковых прочих условиях (температура, флюенс, ток пучка) частицы с большей энергией генерируют в материале больше радиационных повреждений в виде элементарных дефектов и их микрокомплексов. Поэтому скорость индуцированных структурно-фазовых превращений в сплаве выше при бомбардировке его частицами с большей энергией, и начальная стадия распада твердого раствора, связанная с зарождением новой фазы, происходит не одинаково. Данные по изменению микротвердости после рекристаллизационного отжига можно связать с тем, что у облученных образцов меньше плотность дислокаций и предварительное облучение облегчает их последующий отжиг, а различная плотность дислокационных стоков, в свою очередь, изменяет условия процесса рекристаллизации.

ВЫВОДЫ

Проведены исследования начальной стадии структурно-фазовых превращений в сплаве Al-0,1%Fe при электронном облучении. Обнаружен минимум зависимости относительного удельного электросопротивления термообработанного сплава от флюенса электронов и монотонное изменение для холоднодеформированного. Эти особенности связаны с динамикой процесса выделения новой фазы при облучении. Данные измерений размера зерна и микротвердости после рекристаллизационного отжига необлученных и облученных релятивистскими электронами образцов сплава свидетельствуют о проявлении эффекта радиационной наследственности, аналогичного наблюдающемуся при облучении материалов более тяжелыми частицами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фазовые превращения при облучении /Под ред. Нолфи Ф.В. Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение. - 1989. - 312 с.
2. Бакай А.С., Туркин А.А. Радиационно-индуцированная модификация фазовой диаграммы бинарного сплава //Обзор. - М.: ЦНИИ Атоминформ. - 1988. - 59 с.
3. Неклюдов И.М., Петрусенко Ю.Т., Резниченко Э.А., Слепцов А.Н. Кинетика изменения электросопротивления Ni при электронном облучении в области температур выше III стадии возврата //В сб. Радиационная повреждаемость и работоспособность материалов ядерных энергетических установок. - Л., 1990. - С.58-62.
4. Ибрагимов Ш.Ш., Мелихов В.Л. Явление радиационной наследственности //Радиационные эффекты в металлах и сплавах. Алма-Ата: Наука. - 1985. - 220 с.
5. Черняк С.Н., Карасевич В.И., Коваленко П.А. Производство фольги. -М.: Металлургия. - 1968. - 384 с.
6. Богомолова Н.А. Практическая металлография. - М.: Высшая школа. - 1978. - 272 с.
7. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления : Справочник: Пер. с нем. 2-е изд., перераб и доп. М.: Металлургия, 1988, 400 с.

STRUCTURAL AND PHASE TRANSFORMATIONS AND RADIATION HEREDITY IN ALLOY AL-0,1%Fe UNDER ELECTRON IRRADIATION Yu.I. Gofman, A.I. Kirdin, T.A. Kovalenko

Kharkov National University, Physical-Technical Department, 31 Kurchatov ave., Kharkov, 61108, Ukraine

The initial stage of structural and phase transformations in Al-0,1%Fe alloy under relativistic electron irradiation was investigated. Dependence minimum of specific electrical resistance heat-treated alloy on electron fluence was discovered. It was connected with dynamic of new phase isolation under irradiation. Measuring data of grain size and microhardness after recrystallization annealing indicate on radiation heredity effect in alloy under electron irradiation.

KEY WORDS: alloy Al-0,1%Fe, electron irradiation, structural and phase transformations, initial stage, radiation heredity

УДК 669.018:539.219.3

ПРОЧНОСТНЫЕ И ДИФфуЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛАМЕЛЯРНОЙ ЭВТЕКТИЧЕСКОЙ КОМПОЗИЦИИ Ni-Ni₃B

В.Е. Семененко*, Г.П. Ковтун**

* Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина.

61077, г. Харьков, пл. Свободы, 4

** Национальный научный центр Харьковский Физико-Технический Институт,

61108, Украина, г. Харьков, пер. Академический, 1

Поступила в редакцию 15 февраля 2001 г.

Рассмотрены прочностные и диффузионные параметры направленно закристаллизованной пластинчатой эвтектической композиции Ni-Ni₃B, характеризующийся высокой объемной долей боридной фазы. Приведены экспериментальные данные, подтверждающие явление пластификации хрупкой матричной составляющей. Рассмотрены возможные механизмы, объясняющие наблюдаемые явления и их роль в создании in situ композитов с повышенными физико-механическими свойствами.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: композиты, эвтектика, ламелярная микроструктура, направленная кристаллизация, диффузия, микротвердость.

Бориды и карбиды металлов нашли широкое применение в качестве материалов с особыми физическими свойствами, в составе керметов они используются в атомной технике. Сплавы с большой объемной долей фаз внедрения являются важной составляющей поверхностно-упрочняющихся сплавов типа NiCrSiB, износостойких покрытий на конструкционных материалах [1]. Однако характер их распределения в металле-основе, неоднородность макро- и микроморфологии ограничивают их использование при температурах более 0,6-0,7 T_{пл.} В то же время известно, что направленно-закристаллизованные квазиэвтектические композиты (НКЭ) ценны своей долговечностью, термической стабильностью вплоть до предплавления температур [2]. Такие материалы характеризуются анизотропией структурно-чувствительных свойств, что позволяет использовать эвтектические системы типа Si-MeSi₂ в качестве датчиков инфракрасного излучения, поляризаторов, однако аналогичные данные ограничены [3].

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В данной работе использована эвтектическая система никель-бор – типичный пример слоистой композиции с высокой объемной долей (≈ 75 об.%) боридной составляющей, являющейся матрицей композиции. Образцы с регулярной пластинчатой микроструктурой получены методом направленной кристаллизации, диапазон скоростей затвердевания (R) составлял 15-300 мм/час, градиент температуры G на границе жидкой и твердой фаз составлял ≈ 150 К/см [2]. Данные по составу, морфологии фаз и межфазных границ получены путем комплексного использования методов металлографии, ПЭМ высокого разрешения, микрорентгеноспектрального анализа (Camebax Microbim). Все исследования проведены на однотипных образцах, перед измерениями поверхность образцов электрополировали, подвергали гомогенизирующему отжигу, что в целом обеспечило воспроизводимость результатов. Контроль состояния поверхности осуществляли с помощью эпиграмм. Типичная микроструктура исследуемых образцов представлена на рис. 1а, б. Интегральную микротвердость эвтектического сплава измеряли (ПМТ-3), когда диагональ отпечатка в несколько раз превышала дисперсность λ (период чередования структуры) по формуле $H_{\mu} = 2P / (d_{\min} \cdot d_{\max})$, где P – нагрузка на индентор, d_{min}, d_{max} – минимальная и максимальная диагональ отпечатка [4]. Разброс значений микротвердости не превышал 5%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Определено, что в НКЭ Ni-Ni₃B микротвердость изменялась в пределах 770-990 кг/мм² (поперечное сечение образцов), R = 15-300 мм/час, H_μ (Ni₃B) ≈ 1190 кг/мм², H_μ (Ni) ≈ 190 кг/мм²). Обнаружено, что анизотропия микротвердости (H_ш ≈ 1,4-1,8 H_{пл}, где H_ш и H_{пл} – микротвердости вдоль и перпендикулярно оси роста фаз) обусловлена различной величиной напряжений сдвига, требующихся для осуществления матричного скольжения в продольном и поперечном направлениях пластин бориды никеля. В процессе деформирования дисперсность микроструктуры оказывает влияние на процессы генерирования, движения и разрядки дислокаций на межфазных поверхностях раздела, приводящих к упрочнению матрицы. Анализ полученных данных показывает, что существует аналогия в зависимости H_μ(R) с зависимостью Холла-Петча [6]:

$$H_{\mu} = H_{\mu 0} + b R^n, \quad (1)$$

где H_{00} — равновесная микротвердость, определяемая свойствами композиции, b — коэффициент пропорциональности, $n = 0.45-0.8$.

Экспериментально наблюдаемое отличие (1) обусловлено взаимной растворимостью и микротвердостью фаз, их ориентацией. По данным микрорентгеноспектрального анализа борид никеля Ni_3B имеет структуру типа Fe_3C , кристаллизуется в ромбической сингонии с периодом решетки $a=0.5210$ нм, $b=0.66174$ нм, $c=0.43904$ нм. В случае стационарного роста эвтектической композиции наблюдался преимущественный рост фаз $\langle 113 \rangle_{Ni_3B} \parallel \langle 103 \rangle_{Ni}$, а плоскости сопряжения $(031)_{Ni_3B} \parallel (010)_{Ni}$. Определено, что несоответствия межатомных расстояний в главных направлениях составляют менее 2%.

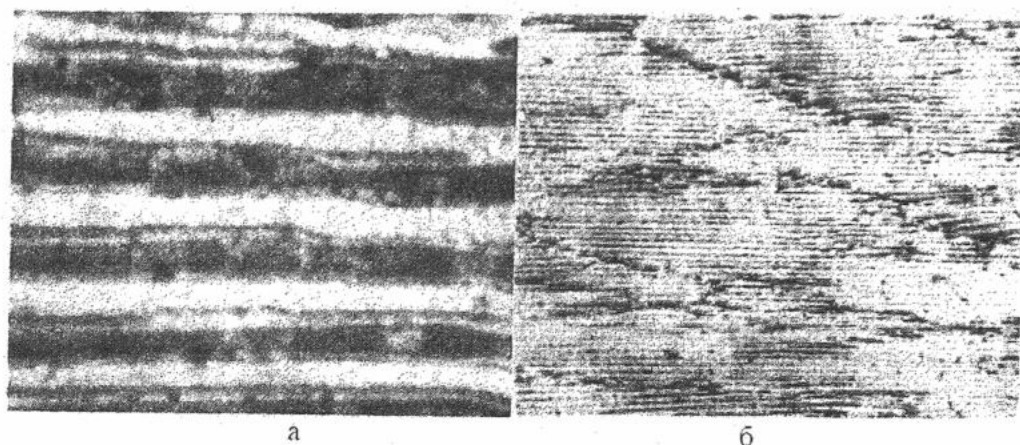


Рис.1. Микроструктура композиции Ni-Ni₃B (продольное сечение), X 800

а) $R = 15$ мм/час. б) $R = 300$ мм/час.
Светлые области соответствуют никелевой фазе

В процессе разрывных испытаний (скорость деформирования $\approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, $T_{исп.} = 300-1250 \text{ K}$, Instron) установлено, что наличие протяженных участков пластичной прослойки никеля (см. рис.1а) в хрупкой матрице позволяет свободнее развиваться деформационным процессам в композиции. Фрактограммы разорванных образцов показали, что в бориде никеля имеются трещины, которые тормозятся прослойками никеля. Наблюдается пластификация хрупкой фазы, ее величина отличается для образцов, выращенных с разными скоростями R при сохранении высокой прочности на разрыв σ (вдоль оси роста). Дей-

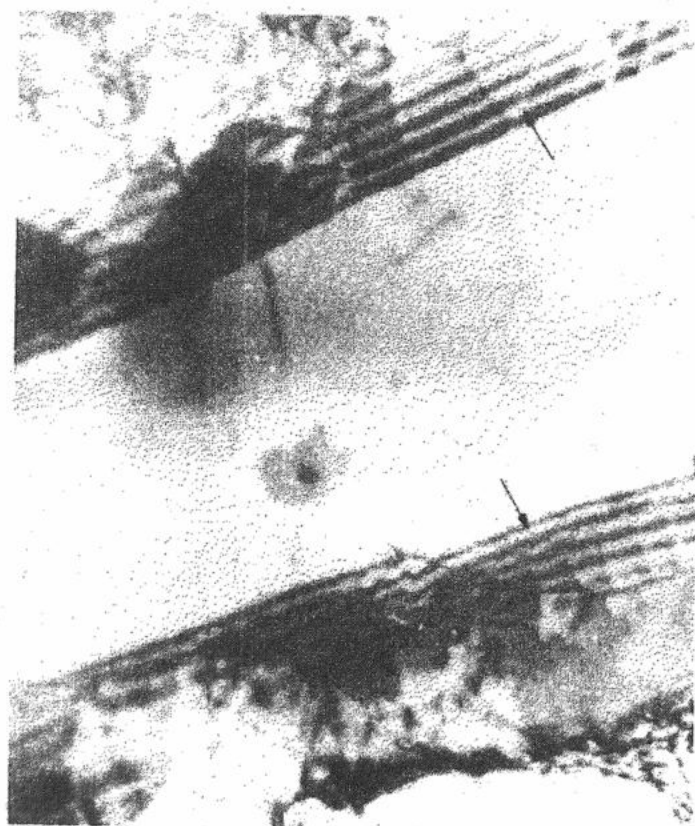


Рис.2. Межфазные дислокации на поверхности раздела системы Ni-Ni₃B, X 20 000

Стрелками указаны межфазные дислокации

ствительно, $\sigma_{b(II)} = 36,5 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_{02} = 27,9 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 33,7\%$ ($R = 100$ мм/час, $T = 1025 \text{ K}$), при той же температуре и $R = 18$ мм/час — $\sigma_{b(II)} = 28,1 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 78,1\%$. Для образцов, полученных с $R=270$ мм/час ($T=1225 \text{ K}$) — $\sigma_b = 18,6 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_{02} = 16,5 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 37\%$, тогда как при $T = 925 \text{ K}$ — $\sigma_b = \sigma_{02} = 44,1 \text{ кг/мм}^2$. Следует отметить, что монокристаллическая никелевая прослойка, представляющая собой твердый раствор бора в никеле (0,027 мас.% В) при $T = 925 \text{ K}$ характеризуется значением $\sigma_b = 9,2 \text{ кг/мм}^2$, пластичность $\delta = 44\%$.

Анализ полученных данных показывает, что поверхность раздела двух фаз, имеющих различные системы скольжения, является эффективным препятствием для движения дислокаций. При растяжении композиции из-за малых расстояний между фазами (5-15 мкм) скопления дислокаций, заблокированные у границ раздела (рис.2), не обладают достаточной энергией для перехода во вторую фазу и дальнейшая деформация происходит путем включения новых систем скольжения, что отмечено при высоких температурах.

Особую роль в эвтектических сплавах играет фазовая граница, протяженность которой достигает 1 м^2 на 1 см^3 материала. Межфазная граница существенно влияет на механические свойства, определяя распределение и концентрацию напряжений, передачу напряжений от одной фазы к другой, кинетику разрушений. Расстояние между дислокациями (S) на поверхности

раздела определяется из формулы:

$$S = 1/2 (d_1 + d_2) \cdot \delta^{-1}, \quad (2)$$

где d_1, d_2 – параметры решетки двух фаз, а несоответствие параметров $\delta = 2(d_1 - d_2)/(d_1 + d_2)$. Оценка показывает, что величина $S \geq 120 - 200\text{Å}$.

Исследования по межфазной диффузии, определяющие термостабильность эвтектических композиций, становятся все более актуальными. При рассмотрении диффузионных процессов в подобных системах отметим, что если для поликристаллических материалов в диапазоне температур ниже 1200 К верна модель Фишера, а выше – модель Уиппла, то для диффузии по границам фаз нет аналогичного решения. В настоящее время данные об эффективных коэффициентах диффузии (D) в эвтектических системах ограничены, а для эвтектических композитов со строго регулярной структурой практически отсутствуют.

Абсорбционным способом [2], позволяющим исключить поправку на распад радиоактивного изотопа Ni^{63} , не учитывая изменения параметров счетчика и счетной аппаратуры, определены параметры диффузии ламелярной композиции, получены зависимости $\lg D = f(1/T)$ (рис.3), а также вычислены энергии активации и предэкспоненциальный множитель. Кроме того, определена анизотропия коэффициентов диффузии вдоль ($D_{||}$) и перпендикулярно ($D_{\perp}$) направлению роста фаз. Согласно полученным данным:

$$D_{||} = (7,3 \pm 0,5) \cdot 10^{-7} \exp\left(-\frac{196000 \pm 10000}{RT}\right) \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$$

$$D_{об.} = (1,1 \pm 0,5) \cdot 10^{-6} \exp\left(-\frac{202000 \pm 10000}{RT}\right) \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$$

$$D_M = (1,6 \pm 0,5) \cdot 10^{-5} \exp\left(-\frac{236000 \pm 10000}{RT}\right) \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$$

$$D_{\perp} = (2,5 \pm 0,5) \cdot 10^{-7} \exp\left(-\frac{193000 \pm 10000}{RT}\right) \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$$

где $D_M, D_{об.}$ – коэффициент диффузии матричного твердого раствора и объемнозакристаллизованной композиции, соответственно. Как видно из рис.3, анизотропия коэффициентов диффузии, вероятно, объясняется различной протяженностью межфазных границ.

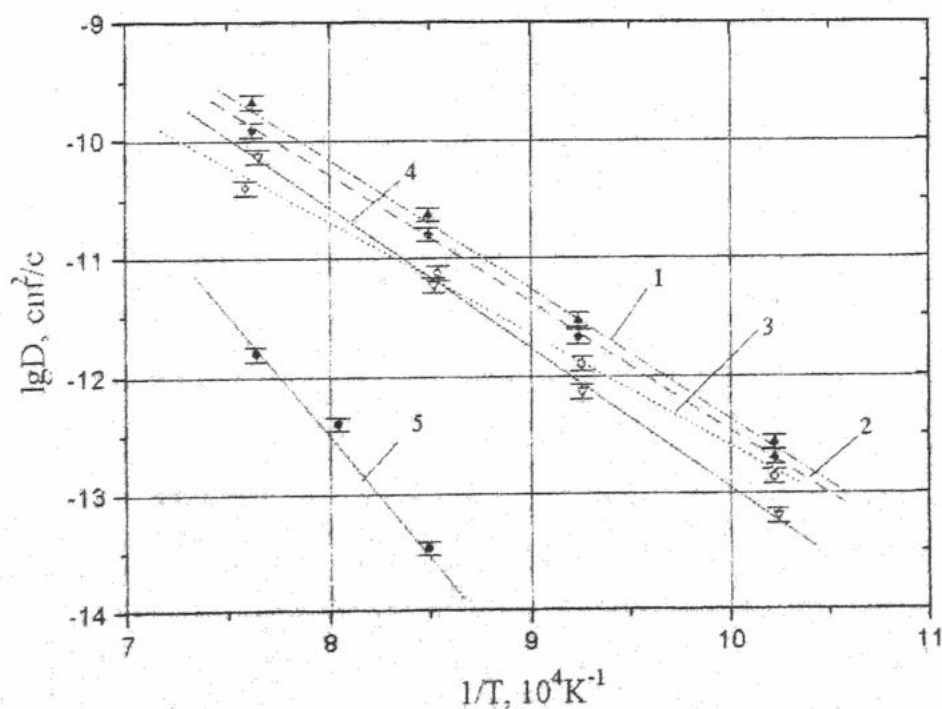


Рис.3. Температурная зависимость эффективного коэффициента диффузии регулярной композиции

- 1 – Ni - Ni₃B вдоль оси роста
- 2 – Ni - Ni₃B изотропная структура
- 3 – Ni - Ni₃B поперек оси роста
- 4 – Ni + 0,13%B – матрица эвтектической композиции
- 5 – Ni - монокристаллический

ВЫВОДЫ

Сопоставление температурной зависимости $D = D(T)$ для матричной составляющей и композиции $D_{\text{...}}$ показывает, что при $T < 1200\text{K}$ превалирует диффузия по межфазным границам, диффузионная проницаемость матрицы (твердый раствор бора в никеле) ниже, что объясняется тормозящим влиянием бора. При более высоких температурах наблюдается обратная зависимость (см. рис. 3, кривые 3,4) из-за высокой термостабильности регулярной пластинчатой микроструктуры. Анализ параметров диффузии показывает, что имеет место вакансионный механизм диффузии.

Наблюдаемый существенный рост пластичности бикристаллического композита с высокой объемной долей $\approx 75\%$ хрупкой боридной составляющей определяет возможные механизмы качественного повышения физико-механических свойств конструкционных материалов.

Установлено, что выбор оптимальных условий кристаллизации, приводящей к росту пластичности ламеллярных эвтектических композитов с большой объемной долей формирующей фазы и уменьшению диффузионной проницаемости внутренних поверхностей раздела (границ фаз), является одним из факторов повышения долговечности композиционных материалов. Обнаруженные явления позволяют повысить усталостные характеристики эвтектических композитов, работающих при знакопеременных нагрузках в деталях газовых турбин [5].

Представляется, что данные по параметрам диффузии являются априорными для оценки термостабильности гетерофазных систем в условиях высокотемпературной эксплуатации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Berns H., Van Chuong N., Theisen W., Hanser B. Herstellung und Eigenschaften themisher Spritzchiten mit gradiezter Struktur //Harter – Techn. Mitt. – 1993. – V.48, №1. – S.20-24.
2. Семененко В.Е., Тихоновский М.А. Диффузия радиоактивного никеля в гетерофазных материалах с контролируемой микроструктурой //ВАНТ. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 1998. – Вып. 3(69), 4(80). – С.151-152.
3. Thibault I., Hama B. Analysis by scanning electron microscopy of Ni/Ni₃B eutectic - Surface and interface Annul. – 1986. – Vol.9, №1-6. – P.175-180.
4. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Теоретический анализ пластической деформации с учетом блокировки дислокационных источников //Металлофизика. –1996. - №10. – С.50-63.
5. Каблов Е.Н. Перспективы и направления развития высокотемпературных материалов для авиационных и стационарных газотурбинных двигателей //Проблемы современного материаловедения. К.: ИМСС. – 1998. – С.10-18.

TENSILE AND DIFFUSION PROPERTIES OF LAMELLAR EUTECTIC COMPOSITION Ni-Ni₃B

V.E. Semenenko, G.P. Kovtun

* Kharkov National University, 4, Svoboda sq., Kharkov, 61077, Ukraine

** National Science Center of Kharkov Physical & Technical Institute,
1 Academic st., Kharkov, 61108, Ukraine

In this paper tensile and diffusion properties of directionally solidification of lamellar eutectic composition Ni-Ni₃B with high of volume boride phase are reporting. Possible mechanisms of plastification that experimentally were determined and their role in creation of in situ composition with high remove physico-mechanical properties were described.

KEY WORDS: composites, eutectic, lamellar microstructure, directional solidification, diffusion, microhardness

УДК 539.4.548.4

ВЛИЯНИЕ МИКРО- И МЕЗО- УРОВНЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАДИАЦИОННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ

В.Н. Воеводин*, Л.С. Ожигов*, А.А. Пархоменко*,
Н. В. Камышанченко**, В. В. Красильников**, В. В. Сирота**

*Национальный Научный Центр «Харьковский Физико-Технический Институт», 61108 Харьков, ул. Академическая 1

**Белгородский государственный университет 308007 Белгород, Студенческая 12

Поступила в редакцию 12 марта 2001 г.

В рамках синергетического подхода рассмотрена модель пластического течения облученного деформированного материала, описывающая коллективное поведение дислокаций в ансамблях. Получено общее кинетическое уравнение для плотности дислокаций, учитывающее ненулевой интеграл столкновений, характеризующий так называемую точечную кинетику дислокаций (микроуровень пластической деформации). С помощью численного анализа показано, что образование локализованных структур не имеет места уже при значениях интеграла столкновений $\geq 10^{-3}$. На примере облученных деформированных материалов показано, что включение микро- и мезо- уровней пластической деформации приводит к существенному снижению эффектов локализации деформации и радиационного охрупчивания материала.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: синергетический подход, деформация, дислокации, облученные материалы, охрупчивание.

Последнее время при описании эволюции пластической деформации в материалах все больше используется синергетический подход, который основывается на рассмотрении коллективного поведения дислокаций (см., например, [1]). В связи с этим представляют интерес модели, основанные на гидродинамическом описании ансамблей движущихся дислокаций с помощью локальной плотности дислокаций $\rho(x, t)$ и плотности потока дислокаций $j(x, t)$, подчиняющихся уравнению баланса

$$\frac{\partial \rho(\vec{x}, t)}{\partial t} + \text{div} j(x, t) = J(\rho(\vec{x}, t)) \quad (1)$$

где $J(\rho(\vec{x}, t))$ - «интеграл столкновений» дислокаций, описывающий их взаимодействие друг с другом. В работе [2] рассматривалась модель, в которой скорость дислокаций зависит от трех факторов. Первый из них, естественно, обусловлен наличием внешних напряжений. Второй обязан внутренним напряжениям, возникающим в результате взаимодействия с различными скоплениями дислокаций, а также связанным с присутствием препятствий различной природы (вакансий, микропор и т.д.). Последний фактор учитывает корреляционные силы, возникающие в результате перераспределения энергии между взаимодействующими дислокациями (см. [3]).

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Представляя интеграл столкновений в виде: $J(\rho) = k_1 - k_2 \rho^2$ (см. [2,3]), где k_1 характеризует источник дислокаций, и k_2 ответственна за взаимодействие дислокаций, которые в частности, могут быть представлены процессом их аннигиляции, и пренебрегая всеми нелинейностями по сравнению с нелинейностью $\rho \frac{\partial \rho}{\partial x}$ из уравнения (1) получим [2]:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + mb\sigma_{\text{ext}} \frac{\partial \rho}{\partial x} + 2mbK_0 \rho \frac{\partial \rho}{\partial x} + \left(\frac{mGb^2}{4\pi\rho_0} - D \right) \frac{\partial^2 \rho}{\partial x^2} + \frac{mGb^2\eta}{8\pi\rho_0} \frac{\partial^4 \rho}{\partial x^4} = k_1 - k_2 \rho^2 \quad (2)$$

В слабо неоднородном приближении относительно стационарной плотности дислокаций ρ_0 , $\rho(x, t) = \rho_0(1 + u(x, t))$, уравнение (2) перепишем в безразмерном виде для относительной плотности дислокаций $u(x, t)$

$$\frac{\partial u}{\partial t} + \theta \frac{\partial u}{\partial x} + u \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \frac{\partial^4 u}{\partial x^4} = -\chi_1 u - \chi_2 u^2, \quad (3)$$

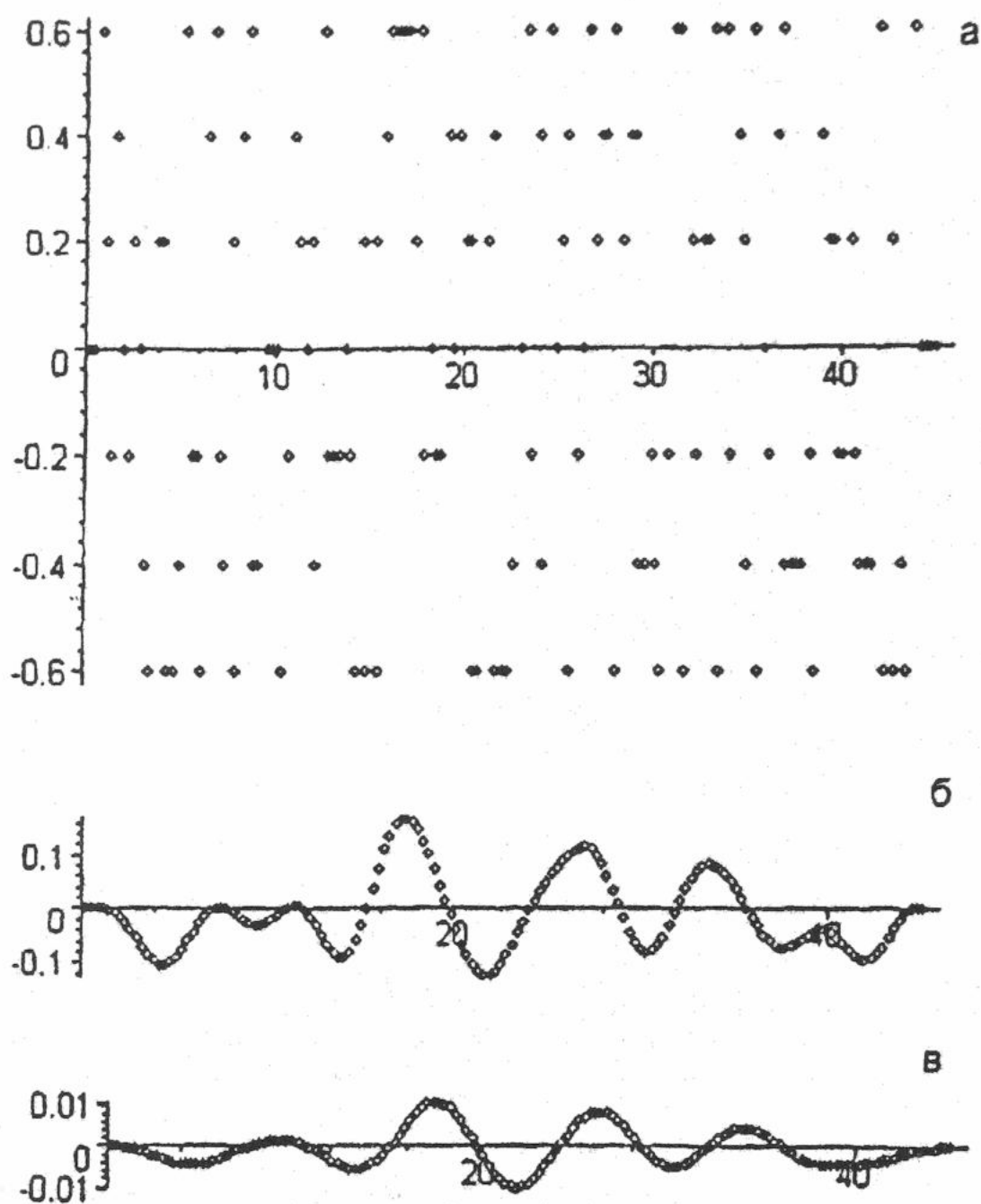


Рис.1. Пространственно-временная эволюция плотности дислокаций, соответствующая уравнению (3) с правой частью (интегралом столкновений), равной 10^{-3} отн. ед. Время счета – 0,3 сек (а); 1 сек (б); 5 сек (в).

В работе [2] было показано, что при реальных численных значениях параметров системы коэффициенты χ_1 и χ_2 , оценивались как $\chi_1 \sim (10^{-12} \div 10^{-9})$, $\chi_2 \sim (10^{-15} \div 10^{-10})$, что позволило считать в данной модели правую часть уравнения (3) равной нулю. Решение уравнения (3) в этом случае описывает пространственно неоднородные квазипериодические дислокационные структуры. Численный анализ показал, что заметное влияние правой части на вид решения $u(x, t)$ начинается приблизительно со значений 10^{-3} коэффициентов χ_1 и χ_2 . Отличный от нуля интеграл столкновений определяет так называемую «точечную» кинетику междислокационных взаимодействий, включающих в себя микроуровни пластической деформации. Отсюда следует, что «структуры» образуются, когда «точечная» кинетика отсутствует.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рассмотрим результаты теоретических и экспериментальных исследований. На рис. 1 приведены результаты численных расчетов, выполненных по той же схеме, что и в [2]. Видна высокая чувствительность эволюции процессов самоорганизации к наличию в системе хотя бы незначительной доли «точечной кинетики» (ненулевого

начального дислокационного хаоса, уже не развивается макропластическая неоднородность, а, значит, и процессы, которые могут привести к разрушению материала.

Рассмотрим примеры, иллюстрирующие влияние эффектов «включения» микро- и мезо- уровней на пластическую деформацию облученных и исходных материалов с точки зрения концепции структурных уровней. В материалах, деформируемых в условиях сверхпластичности, наблюдается эффект «бегающей ячейки». Когда равномерное удлинение себя уже исчерпало (а оно в этих материалах невелико), и должен начать развиваться «зародыш шейки», т.е. деформация образца в целом (на макроуровне -N), происходит включение механизма зернограничного проскальзывания, которое является по отношению к макроуровню процессом (N-1) масштабного уровня, то это не позволяет установиться стационарным длинноволновым модам, а «шейка», только начав зарождаться, релаксирует за счет механизма зернограничного проскальзывания.

Следующим примером положительного эффекта включения более низкого структурного уровня пластической деформации является влияние на радиационное охрупчивание процессов двойникования. Изучение структуры стали 0X16H15M3Б, облученной до предельно высоких флюенсов $-2,4 \cdot 10^{27}$ нейтр./м² и деформированной после облучения, было приведено в работе [4]. Установлено, что более высокая пластичность стали при низких температурах испытания (20°C) связана с развитием двойникования при растяжении. В тех случаях, когда двойники отсутствовали в структуре материала, его пластичность равнялась нулю. Этот пример может являться иллюстрацией того, как включение мезо- (т.е. N-1) -уровня, которым является двойникование по отношению к структурному уровню хрупкого разрушения материала в целом (N), оказывает положительное влияние на его радиационную стойкость.

Еще одним примером эффекта включения (N-1) – уровня являются результаты наших исследований малолегированного хрома. Как видно из рис.2, после облучения этот материал обладает абсолютной хрупкостью в довольно широком интервале температур, вплоть до 500°C. Часть образцов после облучения была деформирована изгибом на угол 30...40 градусов, в результате чего в них образовались «свежие» дислокации, а пластичность при послерадиационных испытаниях стала уже отличной от нуля (прямая 3). Значит и в этом случае включение более низкого структурного уровня пластической деформации (здесь - микроуровня) привело к существенному снижению охрупчивания материала.

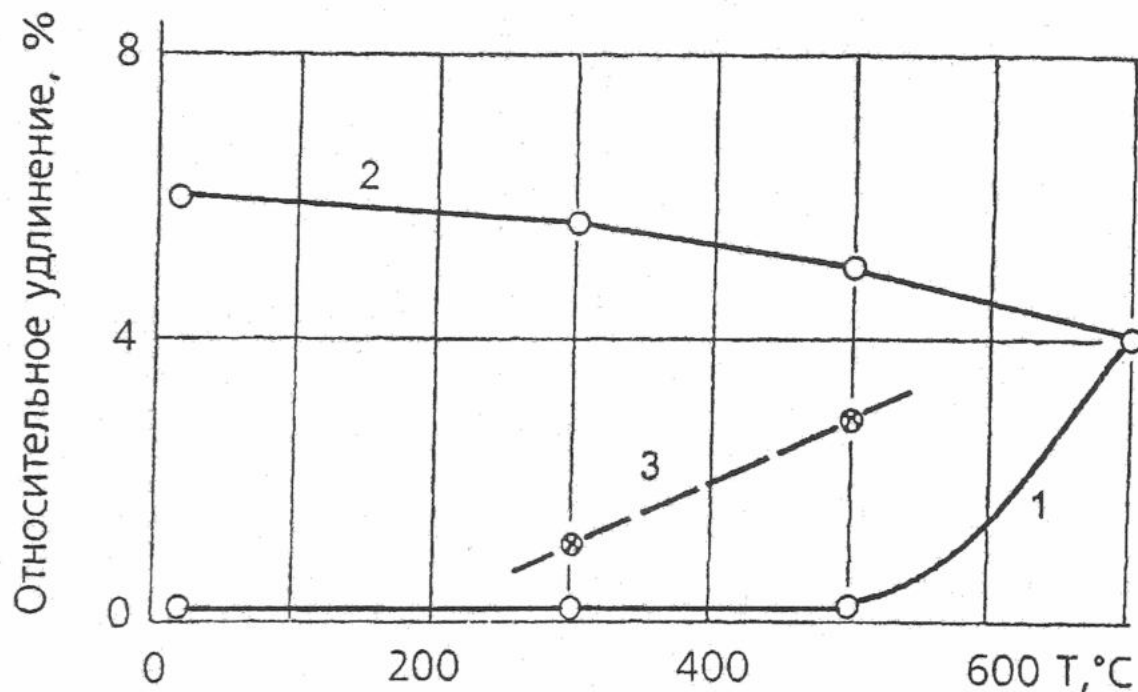


Рис. 2. Температурная зависимость относительного удлинения малолегированного хрома, облученного до флюенса 0,1 сна (1); исходного материала (2); облученного и деформированного изгибом материала (3).

Таким образом, понимание законов синергетики, использование концепции структурных уровней при изучении процессов радиационного охрупчивания материалов дает нам не только направление исследований, но и указывает пути решения конкретных задач по снижению радиационного охрупчивания материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Г.А.Малыгин, Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов.// УФН.-1999.-Т.169.-№9.- С.979-1010.
2. Н.В. Камышанченко, В.В. Красильников, В.В. Сирота, И.М. Неклюдов, А.А. Пархоменко. К вопросу о развитии пластической неустойчивости в облученных материалах.// Известия РАН. Металлы.- 2000.- №4.- С.110-113.
3. Ш.Х. Ханнанов.// ФММ.- 1994.- Т. 78.- В. 2.- С. 31.
4. I.M. Neklyudov. Twinning role in the radiation damage and plastic deformation of irradiation crystals.// Functional Materials.-2000.- v.7.- N1.- P. 77-82.

INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION MICRO AND MESO LEVELS ON RADIATION MATERIALS EMBRITTLEMENT**V.N.Voevodin*, L.S. Ozhigov*, A.A.Parkhomenko*,
N.V. Kamyshanchenko**, V.V.Krasil'nikov**, V.V.Sirota**,****National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology", 61108 Kharkov, Akademicheskaya St., 1**** Belgorod State University, 308007 Belgorod, Studencheskaya St. 12*

In synergetic approach, the model is considered to describe plastic deformation by evolution of dislocation ensembles. The general kinetic equation for a dislocation density is obtained, taking into account the nonzero collision integral related with micro- levels of plastic deformation. It is shown by the numerical analyze that the formation of localized structures is suppressed in the presence of the nonzero collision integral ($\geq 10^{-3}$). These results correspond to the experimental data obtained on the irradiated deformed materials.

KEY WORDS: synergetic approach, deformation, dislocations, irradiated materials, embrittlement.

ВПЛИВ МІКРО- ТА МЕЗО- РІВНЕЙ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА РАДІАЦІЙНУ КРИХКІСТЬ МАТЕРІАЛІВ.**В.М. Воеводін*, Л.С. Ожигів*, О.О. Пархоменко*,
М. В. Камишанченко**, В. В. Красильников**, В. В. Сирота******Національний Науковий Центр «Харківський Фізико-Технічний Інститут», 61108 Харків, вул. Академічна 1,****Белгородський державний університет 308007 Белгород, Студентська 12*

В рамках сінергетичного підходу побудована модель пластичної течії опроміненого деформованого матеріалу, що описує колективну поведінку ансамблів дислокації. Отримане загальне кінетичне рівняння для густини дислокації, що враховує ненульовий інтеграл зіткнень який характеризує так звану точкову кінетику дислокації (мікрорівень пластичної деформації). За допомогою чисельного аналізу показано, що формування локалізованих структур пригніблюється вже при значеннях інтеграла зіткнень $\geq 10^{-3}$. На прикладі опромінених матеріалів показано, що включення мікро- та мезо- рівней пластичної деформації призводить до значного зниження ефектів локалізації деформації та радіаційної крихкості матеріалів.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: сінергетичний підхід, деформація, дислокації, опромінені матеріали, крихкість.

УДК 621.039.8 ; 621.384.633.8

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗОТОПОВ ^{184}Re , ^{186}Re и ^{188}Re НА ЛИНЕЙНЫХ УСКОРИТЕЛЯХ ЭЛЕКТРОНОВ ННЦ ХФТИ

А.Н. Довбня, Н.П. Дикий, А.С. Задворный, А.В. Торговкин, Б.И. Шраменко
ИФВЭЯФ ННЦ ХФТИ

Академическая 1, г. Харьков 61108 Украина
Поступила в редакцию 16 марта 2001г.

В работе приведены предварительные результаты по определению величин удельной активности радионуклидов ^{184}Re , ^{186}Re и ^{188}Re . Облучение мишеней Re естественного изотопного состава производилось гамма-квантами и нейтронами на линейных ускорителях ННЦ ХФТИ. Прогнозируются возможные уровни активности указанных радионуклидов.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: линейный ускоритель, электроны, гамма-кванты, радиоизотоп, радиофармпрепарат.

Известно, что в мировой практике ядерной медицины более 80% диагностических средств приходится на фармпрепараты на основе $^{99\text{m}}\text{Tc}$. Доведенные до совершенства промышленные технологии производства генераторов $^{99}\text{Mo} \rightarrow ^{99\text{m}}\text{Tc}$ основаны на реакторном методе получения ^{99}Mo . Однако, сравнительно короткий период полураспада $^{99\text{m}}\text{Tc}$, а также быстрое накопление продукта его распада - ^{99}Tc , снижающее качество диагностики, не ставят его в ряд идеальных [1]. Поэтому в мире наблюдается тенденция поиска новых радионуклидов, обладающих более высокими характеристиками в качестве меток радиофармпрепаратов [2]. Например, одним из перспективных радионуклидов рассматривается изотоп ^{186}Re , который имеет по сравнению с $^{99\text{m}}\text{Tc}$ более высокую комплексообразующую способность, а также высокую тропность. Оптимальное значение энергии излучаемых γ -квантов - 137 кэВ, небольшой период полураспада и отсутствие побочных излучений делают этот изотоп достаточно перспективным. Настоящая работа предпринята с целью получить данные о величинах удельной активности нарабатываемых изотопов Re на ускорителях ННЦ ХФТИ при различных режимах облучения.

МЕТОДИКА ОБЛУЧЕНИЯ МИШЕНЕЙ

В качестве мишеней для получения изотопов использовался металлический Re в виде пластинок и в виде мелкодисперсного порошка. Химическая чистота исходных мишеней была не хуже 99,99%. Мишени упаковывались в контейнеры из алюминиевой фольги толщиной 0,1 мм.

На ускорителях создавался следующий режим облучения:

ЭПОС

энергия электронов - 25 МэВ;
частота сканирования - 3 Гц;
средний ток пучка - 500 мкА;
длительность импульса - 4 мкс;
частота посылок - 150 Гц;
время облучения - 20 час.

КУТ

энергия электронов - 11.5 МэВ;
частота сканирования - 3 Гц;
средний ток пучка - 450 мкА;
длительность импульса - 4 мкс;
частота посылок - 150 Гц;
время облучения - 105 мин.

Подготовленные и взвешенные образцы-мишени устанавливались на ускорителе ЭПОС на расстоянии ~90 см от выходной фольги ускорителя. Перед образцами находились кассеты с другими мишенями, подвергавшимися радиационной обработке. Такое расположение рениевых мишеней вызвано необходимостью одновременного проведения сеансов облучения согласно различным радиационным программам, что позволяет использовать "отработанный" пучок электронов, но вносит трудности с определением дозы облучения. На ускорителе КУТ аналогичные мишени из Re располагались перед другими мишенями непосредственно под электронным пучком. Конвертор тормозного излучения не устанавливался, чтобы не нарушать радиационные условия параллельно проводимым облучательным программам.

МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ НАВЕДЕННОЙ АКТИВНОСТИ

Определение удельной активности производилось путем измерения на спектрометрическом стенде числа γ -квантов в определенном энергетическом интервале при известной плотности тока ускоренных электронов в месте расположения образцов. Аналогичная методика измерений и обработки результатов применялась в работе [3]. Измерительный стенд укомплектован полупроводниковым Ge(Li) детектором типа ДГДК-100 А объемом 100 см³. Энергетическое разрешение детектора составляет 2,3 кэВ по линиям ^{60}Co . Спектрометрический канал включает предусилитель типа БУСИ-57, усилитель типа БУС2-47 и амплитудно-

цифровой преобразователь (встроен в ПЭВМ). Накопление и обработка спектров проводились при помощи компьютера IBM PC. Для удобства измерений спектров в разных режимах разработаны программы, которые позволяют проводить измерения как в диалоговом, так и в автоматическом режимах. Учет просчетов всей измерительной системы проводили методом определения мертвого времени спектрометра при помощи двух γ -источников. Получено среднее значение мертвого времени измерительного канала $\tau=33$ мкс.

Для математической обработки данных использовались программы, определяющие сумму под пиком полного фотопоглощения с вычитанием аппроксимированного фона. Для получения достаточной точности использовался метод наименьших квадратов, позволяющий приблизить данные эксперимента экспоненциальной кривой вида $A = A_0 \exp(-\lambda t)$, где λ - константа распада, t - время после окончания облучения, A_0 - активность на момент окончания облучения.

Учет просчетов проводился по следующей формуле:

$$N_0 = \frac{N}{1 - N_s \cdot (\tau/t_1)}, \quad (1)$$

где N - число фотонов в фотопике, зарегистрированное детектором, N_0 - истинное число фотонов, N_s - полное число импульсов в спектрометрическом канале, τ - мертвое время спектрометра, t_1 - время набора спектра. Погрешность величины N_0 состоит из погрешности значения суммы под фотопиком σ_{n0} , погрешности, вносимой заданным временем набора спектра σ_t , и погрешности, обусловленной вычитанием фона σ_f [4]. Суммарная погрешность определяется как среднеквадратичная всех составляющих

$$\sigma_{\text{tot}} = \sqrt{\sigma_{n0}^2 + \sigma_t^2 + \sigma_f^2}. \quad (2)$$

Основной вклад в общую ошибку вносят σ_{n0} и σ_f :

$$\sigma_{n0} = \sqrt{\frac{1 + N_0 \cdot (\tau/t_1)}{N_0}}, \quad \sigma_f = \sqrt{\frac{1 + N_f \cdot (\tau/t_1)}{N_f}} \quad (3)$$

$$\sigma_t = \sqrt{N_0 \cdot \exp(-\lambda \cdot t_1)} / N_0. \quad (4)$$

Существенной при определении активности образца является эффективность детектора η , которая определялась как отношение количества зарегистрированных квантов в фотопике к количеству квантов, излученных γ -источником с известной активностью. Такое определение эффективности позволило не вычислять каждый раз телесный угол, захватываемый детектором при изменении положения источника. Для определения η мы использовали набор образцовых γ -источников, в который входили ^{22}Na , ^{137}Cs , ^{54}Mn , ^{241}Am с энергиями γ -линий 511, 1275, 661, 834, 59.5 КэВ, соответственно.

Результаты измерения зависимости эффективности детектора от энергии γ -квантов при различных расстояниях γ -источника от детектора представлены на рис.1.

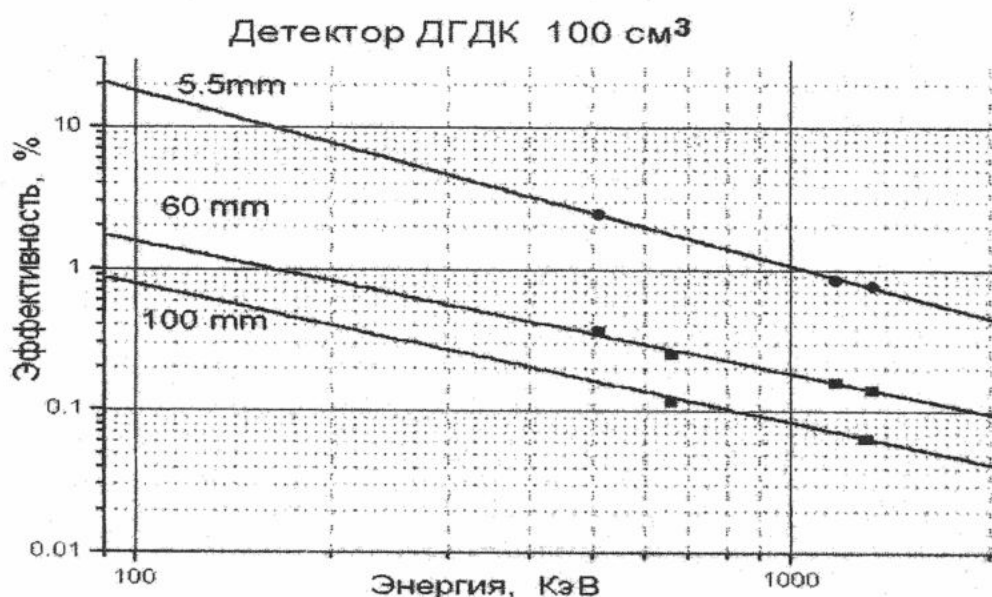


Рис.1 Зависимость эффективности детектора от энергии γ -квантов для различных значений расстояния γ -источника от детектора: 5,5 мм, 60 мм, 100 мм.

Расстояние от детектора до измеряемого образца выбиралось по загрузке, таким образом, чтобы полная загрузка не превышала 1000 c^{-1} .

Измерение активности каждого радионуклида проводилось сериями из нескольких экспозиций с паузами. Это позволило построить кривую распада для каждого элемента с целью идентификации измеряемого

радионуклида по периоду полураспада и выявления возможных примесей нежелательных сопутствующих радионуклидов. Активность радионуклида на момент окончания облучения A_0 вычислялась по формуле:

$$A_0 = \frac{A}{\eta \cdot I \cdot m \cdot k \cdot e^{-\lambda \cdot t}} \text{ (Бк/г·мкА)}, \quad (5)$$

где η - эффективность регистрации γ -квантов, I - средний ток, падающий на образец, A_0 - удельная активность образца на момент окончания облучения; m - масса мишени, k - коэффициент множественности γ -квантов, A - число γ -квантов, зарегистрированных через время t после окончания облучения, λ - константа распада радионуклида.

Первоначально облучение образца Re в виде пластинки было выполнено на ускорителе ЭПОС. При измерении активности образцов в виде пластинок существенным оказывается поглощение γ -излучения с энергией 137 кэВ в материале мишени. Для используемых образцов Re массовый коэффициент поглощения $\mu = 2 \text{ см}^2/\text{г}$, плотность $\rho = 21 \text{ г/см}^3$, толщина образца $\chi = 0.12 \text{ см}$. С учетом равномерного распределения излучающего изотопа по толщине мишени и малого телесного угла, под которым виден детектор, оценки величины коэффициента поглощения для энергии $E_\gamma = 137 \text{ кэВ}$ дают значение $\approx 85\%$. Такая величина поглощения γ -линии с энергией 137 кэВ затрудняет точное определение удельной активности. С целью уточнения данных, нами проведены облучения образцов Re в виде порошка на ускорителе КУТ при энергии пучка электронов $E_0 = 11.5 \text{ МэВ}$. Выбор порошкообразной мишени существенно уменьшает влияние поглощения γ -излучения в материале мишени на определение удельной активности.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

При облучении образцов Re естественного изотопного состава: $^{185}\text{Re}(37\%)$ и $^{187}\text{Re}(63\%)$ в результате γ, n реакций образуются изотопы ^{184}Re и ^{186}Re (табл. 1).

Табл.1.

Ядерная реакция	$T_{1/2}$	$E_{\text{пор}}$ МэВ	E_γ , кэВ (интенсивность)
$^{185}\text{Re}(\gamma, n) ^{184}\text{Re}$	38 суток	7,8	111(17%), 792(36%), 894(16%) 903(36%)
$^{187}\text{Re}(\gamma, n) ^{186}\text{Re}$	90 часов	7,3	137(12%)
$^{185}\text{Re}(n, \gamma) ^{186}\text{Re}$	90 часов	-	137(12%)
$^{187}\text{Re}(n, \gamma) ^{188}\text{Re}$	17 часов	-	155(21%)

На рис.2 приведен спектр излучения образца Re, облученного на ускорителе КУТ в течение 105 мин. С целью сохранения наглядности не показаны γ -линии ^{184}Re с энергиями 792 и 903 кэВ.

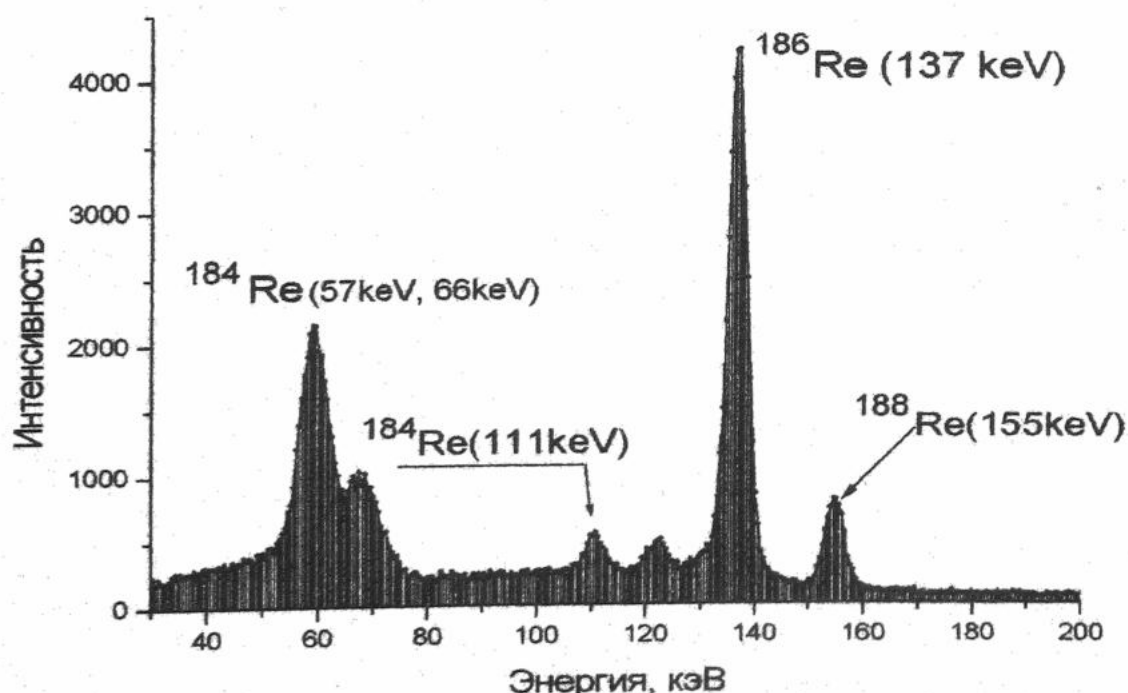


Рис.2. Спектр Re, облученного на ускорителе КУТ.

Важным результатом является присутствие пика с энергией 155 кэВ, принадлежащего изотопу ^{188}Re . Данный изотоп образуется из ^{187}Re в результате захвата нейтрона, имеет сравнительно малый период полураспада и представляет интерес для радиологических исследований. Традиционным методом получения ^{188}Re является генератор на основе ^{188}W , который получают в ядерных реакторах из ^{186}W (28%) по схеме $^{186}\text{W} (n, \gamma) \rightarrow ^{187}\text{W} (n, \gamma) \rightarrow ^{188}\text{W} (69 \text{ сут.}) \rightarrow ^{188}\text{Re}$. Такой двухступенчатый процесс получения ^{188}W требует больших нейтронных потоков и длительного времени облучения в реакторе. Полученные результаты по радионуклиду ^{188}Re показывают возможность его получения на линейном ускорителе электронов как альтернативу реакторному методу, что весьма актуально для ядерной медицины Украины. Облучение Re мишеней нейтронами более предпочтительно, чем γ -квантами, т.к. образуются только изотопы ^{186}Re и ^{188}Re без изотопа ^{184}Re , который имеет γ -линии 792 и 903 кэВ.

Уровни наведенной активности изотопов на ускорителе КУТ рассчитаны по следующим данным: облучение в течение 105 мин., масса образца 250 мг, пучок развернут на площади 300 см^2 , площадь образца $\text{Re} - 0.3 \text{ см}^2$. Получены следующие данные по удельной активности радионуклидов: $^{186}\text{Re} - 4.3 \cdot 10^4 \text{ Бк/г-мкА.}$; $^{188}\text{Re} - 5.3 \cdot 10^3 \text{ Бк/г-мкА.}$ На ускорителе ЭПОС образцы облучались в течение 20 часов. Остальные параметры при расчете удельной активности были аналогичны параметрам облучения на ускорителе КУТ. Величина удельной активности радионуклида ^{186}Re составила $7.2 \cdot 10^6 \text{ Бк/г-мкА.}$ Отсутствие наработки изотопа ^{188}Re на ускорителе ЭПОС объясняется малым потоком нейтронов в месте расположения мишеней. Величины активности позволяют сделать вывод о целесообразности продолжения исследований в данном направлении. Отметим, что данный эксперимент являлся предварительным, и задача получения максимально достижимых уровней наработки не ставилась, т.к. облучение мишеней проводилось параллельно с другими радиационными программами без применения дополнительных конверторов и нейтронопроизводящих мишеней. Повышение удельной активности нарабатываемых изотопов может быть достигнуто, во-первых, применением оптимизированного конвертора тормозного излучения (наиболее подходящим конвертором представляется пластина из Ta ($Z=73$) толщиной $\sim 2 \text{ мм}$); во-вторых, увеличением длительности облучения образцов и фокусировкой электронного пучка на конвертор или нейтронопроизводящую мишень, что по расчетам увеличит удельную активность примерно в 10^3 раз. Это позволит начать опыты по приготовлению и использованию фармпрепаратов, меченых изотопами ^{186}Re и ^{188}Re .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. R.G.Bennett, J.D. Christian D.A.Petti, W.K.Terry, S.B.Grover. A system of Tc-99m production based on distributed electron accelerators and thermal separation. Nuclear Technology, 126(1), (1999), 102-121.
2. Suresh C. Srivastava. Is There Life After Technecium: What is Potential for Developing New Board-Based Radionuclides? Seminars in Nuclear Medicine. Vol. XXXVI, No 2 (April), 1996, 119-131.
3. Г.Л.Бочек, А.Н.Довбня, А.С.Задворный и др. ВАНТ Серия: "Ядерно-физические исследования" (33), 1999, №1, с.66.
4. Л.А. Моисеев, В.И. Иванов. Справочник по дозиметрии и радиационной гигиене. М. Энергоатомиздат, с.222-234.

RESEARCH OF ^{184}Re , ^{186}Re и ^{188}Re PRODUCTION ON ELECTRON LINEAR ACCELERATORS OF NSC KIPT

A.N. Dovbnya, N.P. Dikiy, A.S. Zadvorniy, B.I. Shramenko, A.V. Torgovkin
IFHENF NSC KIPT

1, Akademicheskaya Str., Kharkov 61108, Ukraine

The method of measurements is described and the results of defining specific activity of radionuclides ^{184}Re , ^{186}Re and ^{188}Re are presented. The natural Re target was irradiated by gamma-quanta and neutrons on the linear electron accelerators NSC KIPT. The probability level of note above radionuclides production is predicted.

KEY WORDS: linear accelerators, electrons, gamma-quanta, radionuclides.

УДК 539.1.074

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКОЙ МОДИФИКАЦИИ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СИСТЕМ ЗОНДИРОВАНИЯ ИОНОСФЕРЫ

Н.И. Базалеев, Ю.А. Бережной, В.Ф. Клепиков, Р.И. Кузнецова, В.В. Литвиненко

Научно-технический центр электрофизической обработки НАН Украины

61002, Украина, Харьков, ул. Чернышевского, 28 а/я 8812

Поступила в редакцию 5 марта 2001 г.

В работе обосновывается необходимость получения специальных материалов для средств зондирования ионосферы. Предлагается использовать металлополимерные соединения, модифицированные воздействием электронного пучка. Рассмотрены основные процессы, происходящие в металлополимерных материалах, при модификации их свойств. Предложена модель, позволяющая комплексно учитывать эти процессы, с целью придания заданных свойств материалам.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: ионосферная станция, электрофизическая технология, композиционные материалы.

Исследование состояния ионосферы приобретает особенно важное значение в связи с интенсивным развитием беспроводных средств связи, телекоммуникаций, долгосрочных метеорологических прогнозов и т.д. Одним из наиболее эффективных средств зондирования ионосферы являются спутниковые средства, несущие на борту ионосферные станции. В этой связи остается актуальной задача получения радиационно-стойких материалов, обладающих устойчивостью к перепадам температур, малым удельным весом и коэффициентом теплового расширения, высокими прочностными характеристиками, высокими значениями диэлектрической и магнитной проницаемости, малыми потерями на вихревые токи. Таким требованиям удовлетворяют композиционные материалы, свойства которых не являются аддитивной суммой свойств составляющих сред. Среди них особое место занимают металлополимерные материалы, содержащие полимерную матрицу и ориентированные определенным образом армирующие компоненты тонкодисперсных включений из металлов или сплавов.

Проблема равномерного распределения металлических частиц по объему полимерной матрицы решается путем облучения материала в расплавленном состоянии электронным пучком [1], в результате чего заряд, накопившийся на частицах обеспечивает их взаимное отталкивание под действием электростатических сил и равномерное распределение по объему матрицы. На формирование и релаксацию заряда оказывает влияние целый ряд факторов, контроль которых практически невозможен [2]:

- пространственные и временные вариации потока электронов;
- распределение заряда по объему матрицы в зависимости от энергии электронов;
- изменение электрофизических характеристик объекта под влиянием излучения.

Значение электрического потенциала в облучаемом объекте в определенный момент времени определяется из уравнения:

$$\epsilon\epsilon_0\nabla^2\left(\frac{\partial\varphi}{\partial t}\right) + \sigma\nabla^2\varphi + \epsilon\nabla\varphi + \frac{\partial q}{\partial t} = 0, \quad (1)$$

где ϵ - диэлектрическая проницаемость, σ - проводимость, q - плотность объемного заряда, φ - скалярный потенциал.

Наиболее важной характеристикой для формирования радиационно-стимулированного выхода является зависимость электропроводности и диэлектрической постоянной данного вещества от дозы и мощности ионизирующего излучения. Эта зависимость, установленная эмпирически, записывается в виде [3]:

$$\sigma = b \cdot P^a, \quad (2)$$

где P - значение мощности поглощенной дозы, a, b - параметры, определяемые экспериментально.

Последующая фиксация частиц происходит в результате полимеризации матрицы. Электрофизическая технология (облучение пучком электронов) в данном случае является эффективным инструментом для равномерного распределения наполнителя по объему материала.

Однако возможности электрофизических технологий гораздо шире, если учитывать воздействие целого комплекса радиационно-индуцированных факторов, влияющих на процессы, происходящие в сложных средах [4] при воздействии высокоэнергетичного пучка электронов, что открывает широкие возможности для конструирования как изотропных, так и анизотропных композиционных материалов. Одним из важнейших факторов воздействия на свойства частиц сплава является радиационно-стимулированная сегрегация факторов воздействия на свойства частиц сплава является радиационно-стимулированная сегрегация растворенных атомов, приводящая к возрастанию их локальной концентрации в окрестностях стоков точечных дефектов частиц. Облучение электронным пучком позволяет влиять на прочность межфазных границ.

закрепление доменных стенок на различных неоднородностях и дефектах кристалла (что особенно важно для формирования высококоэрцитивного состояния в магнитно-твердых материалах, используемых в магнитодиэлектриках, создание доменных структур заданной конфигурации при формировании магнитных пленок и т.д.), что в конечном итоге позволяет получить уникальные характеристики композиционных материалов.

Эффект сегрегации может быть усилен при одновременном воздействии электромагнитного поля, используемого для формирования необходимой ориентации каркасов армирующих элементов наполнителя (в виде нитевидных волокон, симметричных структур и т.д.) композиционных материалов. Наличие электрических полей в облучаемых объектах приводит к изменению выхода комптоновских электронов. Разность $\bar{\delta}$ между квантовым выходом в электрическом поле и без него зависит от напряженности поля следующим образом [2]:

$$\bar{\delta} = (2\delta_0 / ER) \int_0^R U(x) dx, \quad (3)$$

где δ_0 - квантовый выход в отсутствие электрического поля, E - напряженность поля, U - потенциал, R - глубина проникновения электрона.

Матрицей композиционных материалов, как правило, являются полимеры, которые делятся на сшивающиеся и деструктурирующиеся в зависимости от того, превалируют ли процессы сшивания или деструкции макромолекул при их облучении [4]. Эти процессы могут протекать одновременно, однако соотношение их скоростей зависит от химической природы и строения полимера, а также от условий облучения. Радиационно-химический выход деструкции G_d определяется по формуле [4]

$$G_d = \frac{0.965 \cdot 10^5}{D} \left(\frac{1}{M_n^D} - \frac{1}{M_n} \right), \quad (4)$$

где D - поглощенная доза, M_n - среднечисленная молекулярная масса до облучения, M_n^D - молекулярная масса после облучения дозой D .

Следует учитывать, что на процесс деструкции влияет также мощность дозы. Уравнение, описывающее выход деструкции в зависимости от мощности дозы, имеет вид:

$$\frac{G_{destr}}{D} = k \left(\frac{dD}{dt} \right)^{1/3}, \quad (5)$$

где G_{destr} - деструкция регистрируемая по изменению показателей удлинения, прочности при разрыве, тангенса угла диэлектрических потерь; k - константа.

С учетом действия конкурирующих факторов, инициирующих процессы деструкции, сшивания и возможного пробоя полимера (матрицы) и пр. в процессе электрофизической радиационной обработки металлополимерного материала, необходим системный подход к оценке состояния обрабатываемой среды в условиях многофакторного воздействия, что требует использования формализованных математических методов описания происходящих процессов, включая имитационное моделирование.

Поскольку в основе процессов, происходящих в облучаемом объекте (ОО), лежат различные физические и химические превращения, описать их единым аналитическим аппаратом не представляется возможным.

Для полного учета всех факторов, влияющих на процесс обработки материалов, предложена комплексная математическая модель, описывающая состояние ОО. Работа модели основана на проведении физических измерений и их численной аналитической обработке. В предлагаемой модели многомерная векторная функция $\vec{a}$, описывающая состояние ОО (совокупность физико-химических свойств объекта), определяется выражением [6,7]:

$$\vec{a} = \vec{a}(\vec{F}, \vec{U}), \quad (6)$$

где $\vec{F} = \vec{F}(\vec{F}_\eta, \vec{F}_s, \vec{F}_z)$ - вектор воздействующих факторов, $\vec{F}_\eta$ - внешние воздействующие факторы (излучение, температура, газовый состав окружающей среды и т. д.), $\vec{F}_s$ - воздействующие факторы, формируемые объектом (наведенный объемный электрический заряд, газовыделение, образование химически активных компонентов и т. п.), $\vec{F}_z$ - вектор радиационно-стимулированной реакции объекта на воздействующие факторы (отклонение пучка полем наведенного электрического заряда, газовыделение в окружающую среду и др.), $\vec{U}$ - вектор управляющих воздействий (регулировка температуры, создание электромагнитных полей, формирующих параметры излучения, вентиляция зоны облучения и т. д.)

Полагая, что рассматриваемая модель процесса линейная, ее можно представить в виде системы уравнений в пространстве состояний:

$$\partial \vec{a} / \partial t = G\vec{a} + B\vec{u} + F\vec{d}, \quad \vec{a}(t_0) = \vec{a}_0, \quad (7)$$

где $\vec{a}$ - n -мерный вектор состояний, $\vec{d}$ - k -мерный вектор возмущающих факторов, $\vec{y}$ - m -мерный вектор управляющих факторов, G, B, F - матрицы соответствующих размерностей.

Решение этой задачи позволяет оптимизировать технологический процесс радиационной модификации свойств металлополимерных материалов с целью получения заданных характеристик.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ломоносова Н.В., Добрецов С.П., Матвеев В.Н. Свойства композиционных материалов на основе радиационно отверждаемых связующих порошков металлов.// Пластические массы.-1995.-№3.-с.26-27
2. Громов В.В. Электрический заряд в облученных материалах. -М.: Энергоиздат.-1982.-112 с.
3. Воробьев С.А. Прохождение бета-частиц через кристаллы.-М.: Атомиздат.- 1975.- с.5
4. А.И., Klepikov V.F. The theory of spatiotemporal pattern in nonequilibrium systems.// Physics Reports.- v. 338.-№6.- Иванов В.С. Радиационная химия полимеров.-Л.: "Химия".-320с.
5. Olemskoу 2000.-р. 571-677
6. Базалеев Н.И., Клепиков В.Ф., Литвиненко В.В. Моделирование и прогнозирование изменений физико-химических свойств материалов под воздействием излучений// Доповіді НАН України.-1997.-№4.-с.82-86
7. Базалеев Н.И., Клепиков В.Ф., Литвиненко В.В. Электрофизические радиационные технологии.-Харьков:Акта.-1998.- 206 с.

SIMULATION OF THE ELECTROPHYSICAL MODIFICATION OF MATERIALS FOR THE SYSTEMS WHICH SOUND OUT THE IONOSPHERE

M.I. Bazaleyev, Yu.A. Berezhnoy, V.F. Klepikov, R.I. Kuznetsova, V.V. Lytvynenko

*Electro-physical scientific & technical centre National Academy of Science of Ukraine
61002, Chernyshevsky st., 28, Kharkiv, Ukraine, E-mail ipct@pem.kharkov.ua*

The necessity of manufacturing a special materials for the systems which sound out ionosphere is motivated. The metallopolymer compounds which are modified by the electron beam are proposed to be used. The main processes which take place in these materials when their properties are modified are considered. The model which accounts for these processes is proposed.

KEY WORDS: ionosphere station, electrophysical technologies, compound materials

УДК 621.793.184.06

СИСТЕМА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ УСТАНОВКИ ИМПЛАНТАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОГО ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЙ И СИНТЕЗА МАТЕРИАЛОВ

А.Г. Гугля*, Ю.А. Марченко*, М.Ю. Силкин**, С.Н. Стервиедов**

*Национальный научный центр ХФТИ, Харьков

**Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина

E-mail: sterv@phf.univer.kharkov.ua

Поступила в редакцию 12 февраля 2001 г.

Описана система технологического контроля установки имплантационно-стимулированного осаждения покрытий и синтеза материалов. Приведена схема установки, включающая в себя ускоритель-имплантер газовых ионов с ионным источником пеннинговского типа, электронно-лучевые испарители, устройство смены образцов, системы стабилизации температуры мишени, мониторингования и контроля скоростей испарения и бомбардировки. Описаны принципиальные схемы измерительных каналов, построенные на базе микроконтроллера AT89C51.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: имплантационно-стимулированное осаждение, имплантер, электронно-лучевой испаритель, микропроцессор, система контроля, доза имплантации, цилиндр Фарадея.

Обработка ионными пучками поверхности материалов и изделий является прогрессивным способом воздействия на их физико-технические, электрофизические, физико-химические и механические свойства. Вакуумное нанесение покрытий на поверхность в сочетании с ионным облучением - ионный миксинг или имплантационно-стимулированное осаждение позволяют получать покрытия, обладающие высокой адгезией, низкой пористостью, заданной толщиной и точно прогнозируемыми свойствами. Особенно перспективны технологии одновременного или попеременного напыления на подложки каким-либо методом двух или более металлов и их облучение при этом различными сортами газовых ионов (азот, кислород, аргон, углерод, бор) с энергией несколько десятков килоэлектрон вольт [1,2].

Эти способы позволяют формировать многослойные покрытия и получать композиционные материалы, обладающие уникальными свойствами. В частности, возможно, варьируя плотность потоков испаряемых металлов, энергию и ток ионов, меняя их сорт, формировать металло-керамические покрытия с различным составом, свойствами, концентрационными и размерными характеристиками.

Полностью реализовать преимущества многокомпонентного имплантационно-стимулированного осаждения, а также добиться повторяемости результатов можно только в том случае, если строго контролировать проведение технологического процесса и автоматизировать управление технологическим оборудованием. Особенно необходима автоматизация для синтеза наноразмерных структур и слоев, при котором длительности отдельных рабочих циклов многостадийного технологического процесса могут составлять десятые доли секунды. Понятно, что человеку - оператору справиться в ручном режиме с такой задачей не под силу.

Целью данной работы была разработка системы технологического контроля экспериментальной установки имплантационно-стимулированного осаждения покрытий и синтеза материалов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ УСТАНОВКА

Схема экспериментальной вакуумно-технологической установки, для которой разработана система контроля и управления, представлена на рис. 1.

Установка предназначена для синтеза материалов и нанесения упрочняющих, защитных, износостойких покрытий, в том числе многослойных, на металлические и неметаллические материалы и изделия. Принцип действия установки базируется на гибридной технологии, совмещающей физическое осаждение из паровой фазы и одновременную бомбардировку газовыми ионами средних энергий. Комбинация этих двух процессов позволяет реализовать широкий спектр металлических, металло-керамических и керамических покрытий, которые характеризуются хорошей адгезией и высокой износостойкостью.

Установка оснащена системой безмаслянной откачки, источником ионов пеннинговского типа, четырьмя электронно-лучевыми испарителями, устройством смены образцов, системами стабилизации температуры мишени, мониторингования и контроля скоростей испарения и бомбардировки. Система управления установкой, помимо решения стандартной задачи поддержания вакуумного цикла, задает временную последовательность срабатывания источника ионов и электронных испарителей по жесткому или адаптивному алгоритму.

Основные рабочие характеристики установки приведены в таблице 1.

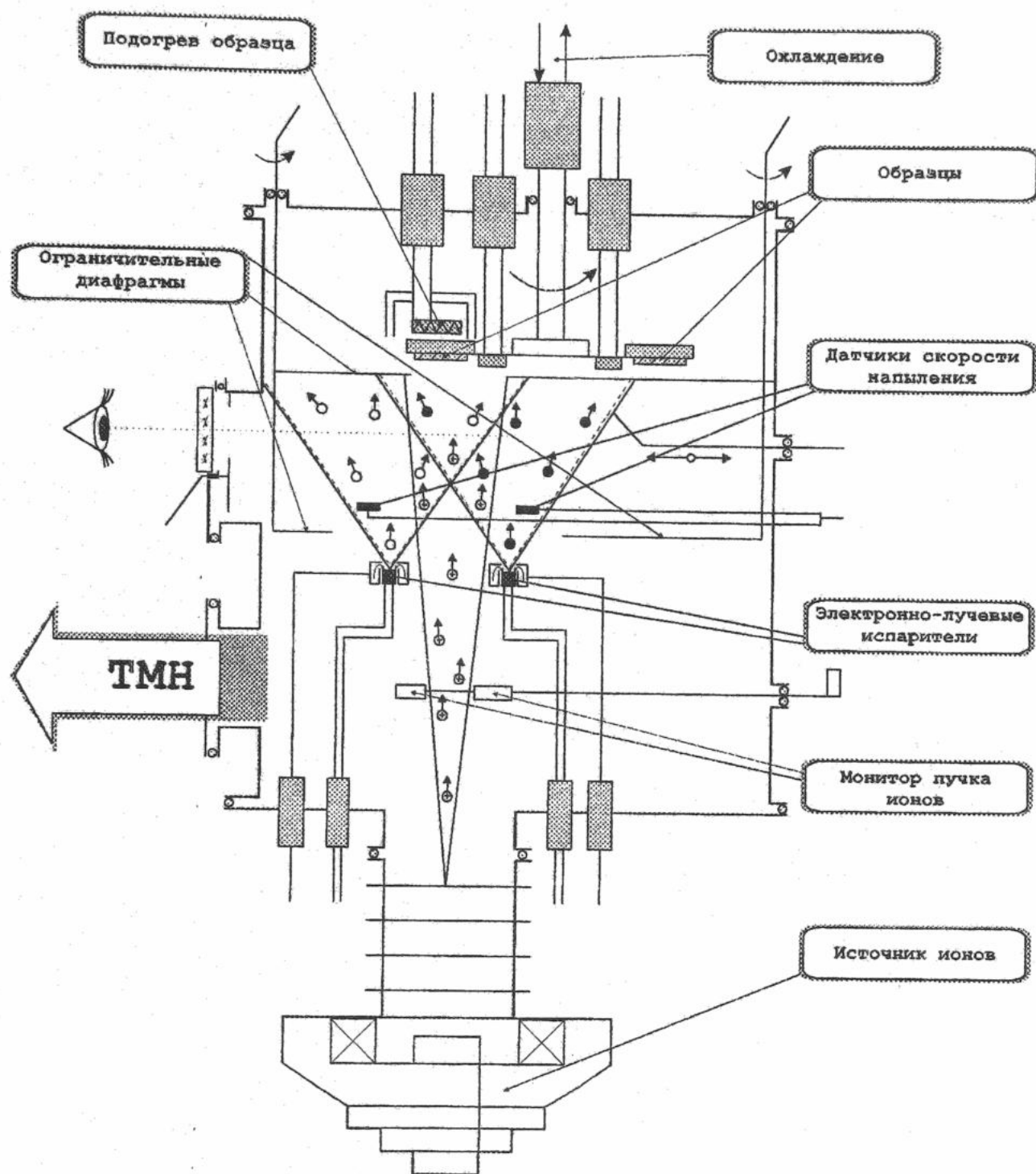


Рис. 1. Схема экспериментальной установки имплантационно-стимулированного осаждения.

Таблица 1. Основные рабочие характеристики установки

Энергия ионов	10...40 кэВ
Величина ионного тока	до 10 мА
Скорость осаждения покрытия с одного испарителя	от 1 до 100 Å/сек
Количество испарителей	4
Площадь, на которую наносится покрытие	до 25 см ²
Температура на поверхности подложки	50...550 °С
Количество одновременно устанавливаемых подложек	4
Вакуум в процессе эксперимента	$5 \cdot 10^{-4}$ Па

ПРИНЦИПИАЛЬНЫЕ СХЕМЫ ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО КОНТРОЛЛЕРА

Экспериментальные и технологические измерения параметров имплантационно-стимулированного осаждения, управление и стабилизация режимов производились с помощью разработанного универсального контроллера, принципиальная схема которого приведена на рис. 2. Основным элементом контроллера является микропроцессор AT89C51, совместимый по командам и архитектуре с семейством Intel 8051. Этот процессор имеет три параллельных двунаправленных порта ввода/вывода данных, два последовательных порта, два программируемых счетчика-таймера с несколькими режимами работы, внутренний буфер на 128 байт и энергонезависимую память программ объемом 4 Кбайт.

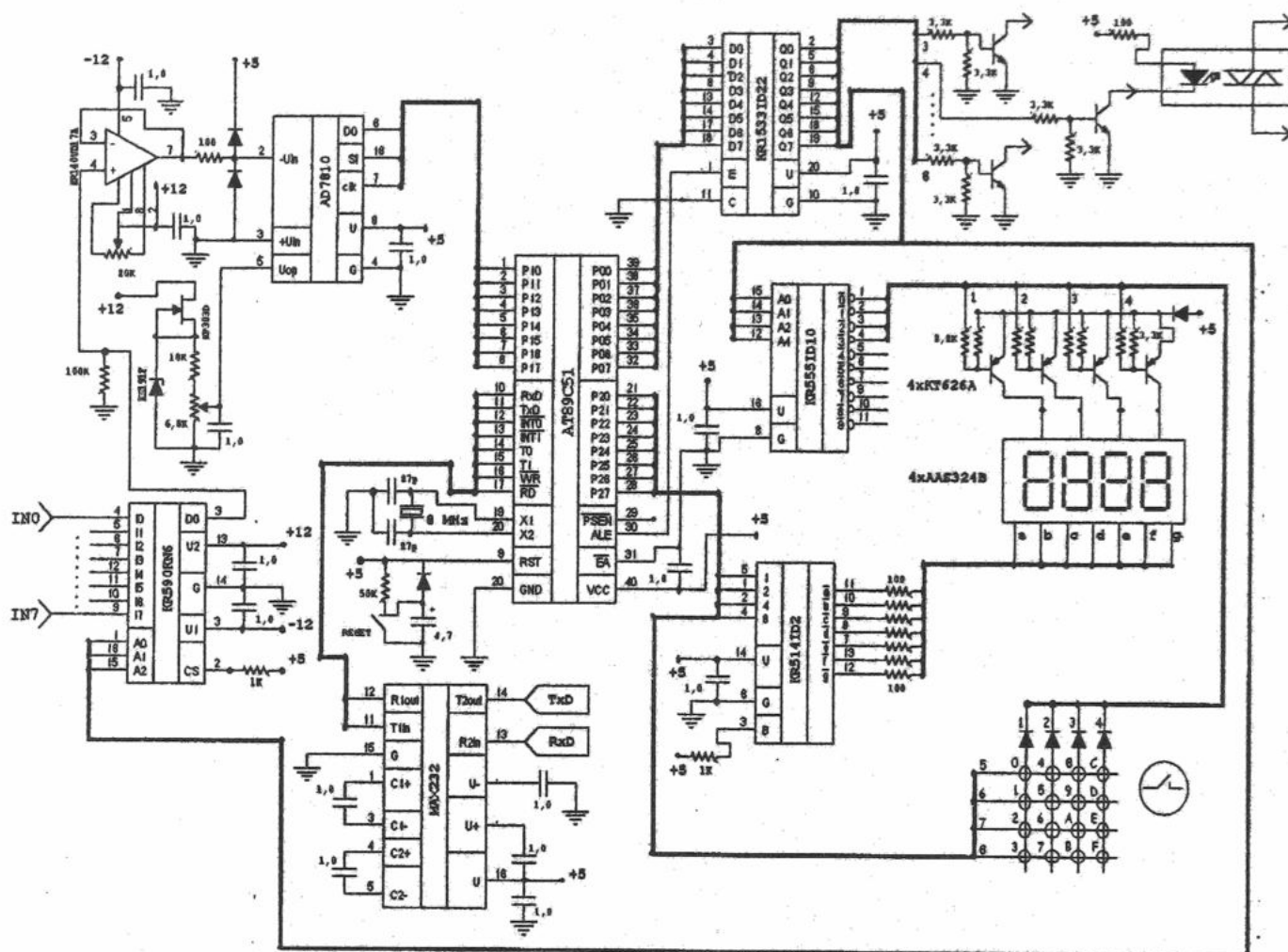


Рис. 2. Принципиальная схема контроллера.

В состав контроллера входит также 10-разрядный аналого-цифровой преобразователь последовательного типа AD7810 для преобразования в цифровые коды аналоговых сигналов, поступающих на него с 8-канального коммутатора KP590KN6 через прецизионный буферный усилитель K140UD17A. Контроллер имеет автономную динамическую индикацию принимаемых данных и клавиатуру управления, с которой задаются режимы работы прибора. 8-разрядный регистр KP1533IP22, транзисторные и тиристорные ключи введены в схему для возможности управления циклами работы установки и релейной стабилизации ее режимов.

Для двухстороннего обмена данными с управляющим компьютером TTL-уровни процессора преобразуются в уровни стандарта RS-232C микросхемой MAX232.

На рис.3 представлены принципиальные схемы измерительных преобразователей с которых данные поступают на контроллер. На рис. 3а приведена схема токового преобразователя, предназначенная для измерения плотности ионного тока. В качестве первичного датчика тока ионов используется классический цилиндр Фарадея (FC), нагруженный на операционный усилитель KP140UD17A в неинвертирующем включении. Под управлением программы, записанной в энергонезависимой памяти процессора, токовый преобразователь совместно с контроллером решает задачу измерения дозы имплантации, реализуя при этом алгоритм стробирующего интегратора, аналогичный примененному в работах [3,4]. Измеренные значения плотности тока и дозы имплантации отображаются на автономном дисплее и передаются по последовательному каналу передачи данных в компьютер.

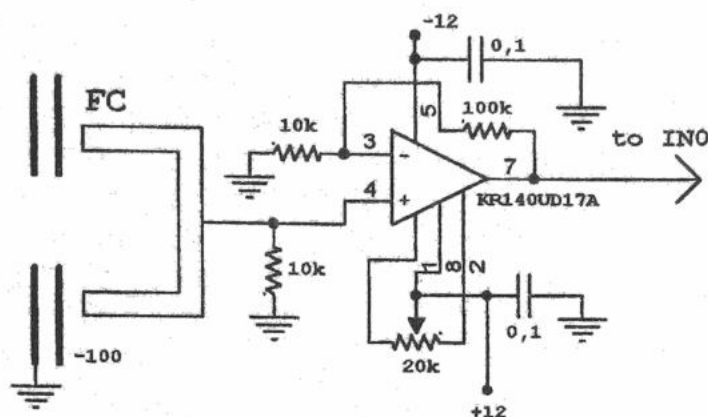


Рис.3а. Принципиальная схема токового преобразователя

На рис.3б приведена принципиальная схема термопарного преобразователя, предназначенного для измерения температуры подложки. Отличительной особенностью преобразователя является введение программной коррекции результатов измерений. Для этого в устройство введен канал измерения холодного конца термонеры на транзисторе КТ312А и операционном усилителе КР140УД17А в дифференциальном включении.

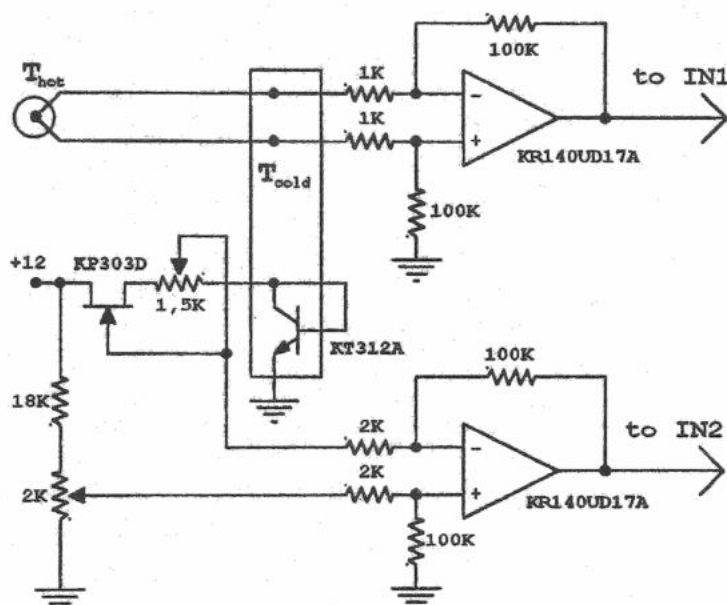


Рис.3б. Принципиальная схема термопарного преобразователя

На рис.3в приведена принципиальная схема резистивного преобразователя, предназначенного для измерения толщины напыляемого проводящего материала. Схема преобразователя представляет собой прецизионный инвертирующий усилитель, значение сопротивления входного резистора которого зависит от толщины наносимой пленки. Нелинейность этой зависимости, особенно на первых стадиях напыления, корректируется программой контроллера по коэффициентам, вводимым из управляющего компьютера.

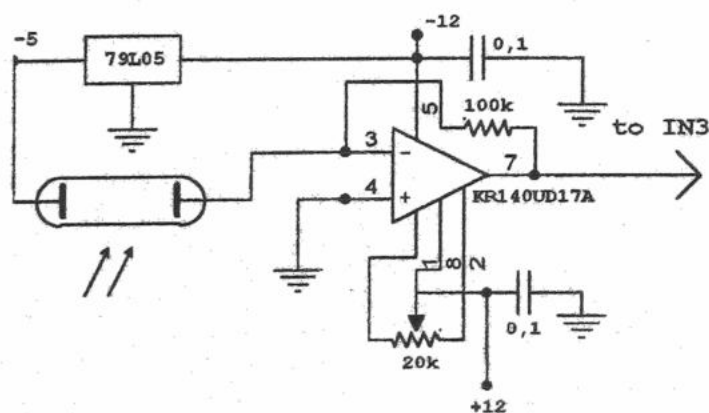


Рис.3в. Принципиальная схема резистивного преобразователя

При необходимости использования других датчиков информации, например, кварцевого толщиномера для измерения толщины непроводящих пленок, производится простое перепрограммирование процессора. Также могут наращиваться аппаратно-программные возможности контроллера введением цифро-аналогового преобразователя, новых регистров и новых программных модулей.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ

Для реализации преимуществ имплантационно-стимулированного осаждения покрытий и синтеза композиционных материалов разработан многофункциональный контроллер, являющийся основным элементом системы контроля и управления экспериментальной установки. Совместно с предложенными измерительными преобразователями автономно или под управлением компьютера контроллер позволяет решать задачи интеллектуального измерения тока пучка ионов, дозы имплантации, толщины напыляемых пленок, температуры подложек, а также стабилизации и регулирования температурных, вакуумных и временных режимов многостадийного технологического процесса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Плешивцев Н.В., Бажин А.И. Физика воздействия ионных пучков на материалы. - М.: Вузовская книга, 1998. - 392 с.
2. Гугля А.Г., Марченко Ю.А., Хоренко В.К. Модификация поверхности материалов посредством ионно-лучевого воздействия и молекулярной эпитаксии. Обзор. - Харьков, ХФТИ, 1992. - 41 с.
3. McCena C.M. Faraday Cup Design for Ion Implantation. // Springer Series in Electrophysics. №10. Ion Implantation Techniques. - Berlin: Springer-Verlag, 1982. - P. 73-103.
4. Стервоядов С.Н. Система измерения дозы имплантации. // Вісник Харківського університету, №443, серія фізична "Ядра, частинки, поля", 1999, випуск 2 /6/, с. 97-99.

THE TECHNOLOGICAL CONTROL SYSTEM OF THE ION-BEAM ASSISTED DEPOSITION PLANT FOR COVERING DEPOSITION & MATERIAL SYNTHESIS

A.G. Guglya*, Yu. A. Marchenko*, M.Yu. Silkin**, S.N. Styervoyedov**

*National Science Center KIPT, Kharkov, Ukraine

**Kharkov National University, Kharkov, Ukraine

E-mail: sterv@pht.univer.kharkov.ua

The technological control system of the ion-beam assisted deposition plant for covering deposition & material synthesis are described. The scheme of the plant which includes the gaseous ion accelerator-implanter with the Penning ion source, the electron-beam evaporators, the specimen change mechanism, the devices of the target temperature stabilization, monitoring, evaporation and bombarding rate control is presented. The schematic diagram of the measuring channels designed on the basis of the microchip AT89C51 is described.

KEY WORDS: technological control system, ion-beam assisted deposition, microprocessor, implantation dose, analog-to-digital converter, current density, Faraday cup.

УДК 621.382.001:539.16.04

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В ОБЛУЧЕННЫХ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ ОБЪЕКТАХ, ПОДВЕРГНУТЫХ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОМУ ТЕРМОПОЛЕВОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ

Н.М. Пелихатый¹, Н.И. Коваленко², Т.С. Плахтий¹, А.К. Гнап²

1. Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Украина, 61077, г. Харьков, пл. Свободы, 4.
2. Харьковский государственный аграрный университет им. В.В. Докучаева, 61483, г. Харьков, п/о Коммунист – 1.

Поступила в редакцию 16 февраля 2001 г.

Приведены результаты теоретического рассмотрения термодинамических процессов в интегральных кремниевых структурах средней степени интеграции предварительно подвергнутых воздействию тепловых и электрических полей и облученных потоками высокоэнергетических частиц.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: микроэлектроника, интегральные схемы, энергия, термоэлектротренировка.

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Развитие микроэлектроники и комплексная миниатюризация радиоэлектронной аппаратуры на ее основе привели к необходимости выделения в качестве объектов исследования отдельных элементов, эквивалентных дискретным элементам аппаратуры прежних поколений (транзисторов, электронно-дырочных переходов, конденсаторов и резисторов). А это значит, что объектом физического исследования теперь являются микронеоднородности в монокристаллах и тонких слоях. Поэтому необходим анализ физико-электрических процессов на атомно-молекулярном уровне, особенно при ионизирующих воздействиях.

Поглощающаяся в субмикрообъемах полупроводника, диэлектрика или металла энергия внешнего воздействия повышает энергию кристаллической решетки. В результате этого кристалл переходит в метастабильное возбужденное состояние (деформационное возбуждение).

Релаксация этой избыточной энергии должна приводить к возникновению электрических, акустических, оптических колебаний и других эффектов в объеме и на поверхности изучаемых структур.

Следует отметить, что в этом случае работает неравновесная термодинамика или термодинамика необратимых процессов [1], которая в настоящее время представляет общую макроскопическую теорию. Универсальные законы термодинамики, определяющие общие условия и параметры взаимодействия физических систем со средой, характер и направление возможных макроскопических физических процессов в этих системах, могут быть положены в основу анализа и описания состояния объектов, подвергнутых термополевым воздействиям.

Можно построить термодинамические модели полупроводниковых и металлических сопротивлений, электронно-дырочных переходов, транзисторных структур и выбирать на их основе возможные критические параметры, получать определенную информацию и с ее помощью контролировать и объяснять экспериментальные зависимости и данные.

Особенности термодинамических методов интегральной диагностики в том, что они принципиально инвариантны к типам объектов анализа и к видам энергетических воздействий.

За счет аддитивного характера функций состояния термодинамические методы исследования эффективны и при количественном и качественном усложнении объектов анализа. Поэтому, термодинамические методы исследования имеют значительное преимущество при анализе сложных с физической точки зрения объектов анализа - интегральных схем малой, средней и большой степени интеграции, а также микропроцессов и микросборок.

В результате исследования влияния термополевых воздействий на надежность транзисторов и интегральных схем [2, 3] показано, что радиационная стойкость компонент микроэлектронной техники повышается.

Изучение влияния термополевых воздействий на радиационную стойкость униполярных кремниевых структур интегральных схем средней степени интеграции представляло двойной интерес, поскольку физические процессы в них, во-первых, определяются основными носителями тока, в отличие от интегральных структур на основе электронно-дырочных переходов, и, во-вторых, состоянием границ раздела Si - SiO₂, Al - SiO₂, а также процессами в окисле и приповерхностном слое кремния.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На структуры интегральных МОП (металл – окисел - полупроводник) -аналоговых переключателей серии 143 при температуре +85°С предварительно воздействовали импульсными напряжениями амплитудой 4 В, скважностью 2 и периодом следования 20 микросекунд. Время воздействия 0, 48, 96, 192, 312 часов (рис. 1).

Термоэлектротренировка существенно не изменяет параметры кремниевых интегральных структур, но

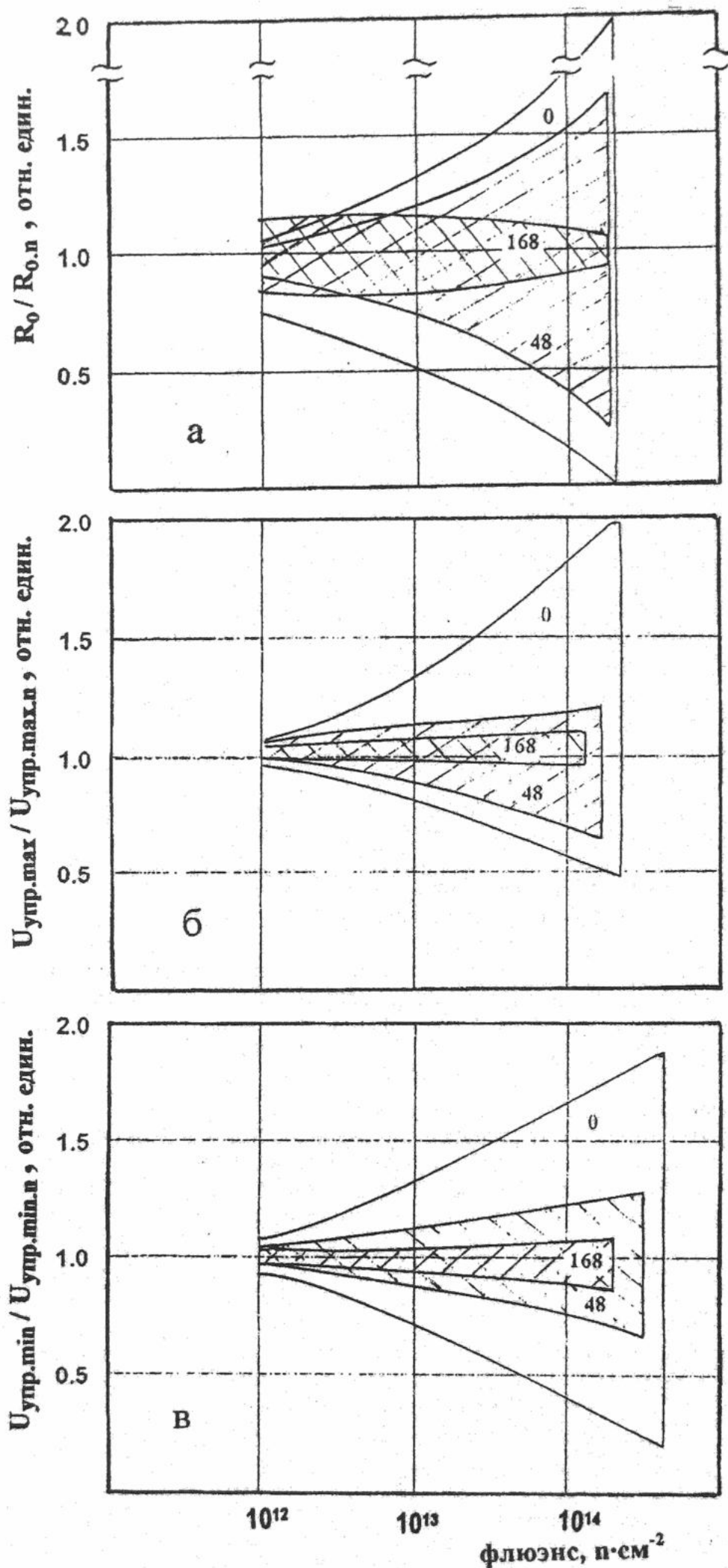


Рис.1. Влияние термоэлектротренировки на группировку интегральных схем ИС 143 при облучении нейтронами по параметру: а — сопротивлению ключа в открытом состоянии (R_0), б — максимальному напряжению на управляющем входе ($U_{упр.мах}$), в — минимальному напряжению на управляющем входе ($U_{упр.мін}$).

оказывает влияние на их стабилизацию в поле высокоэнергетичного облучения. Было определено распределение порогового напряжения и тока утечки входа до и после 48 часового термополевого воздействия. Стабилизация этих параметров, уменьшение уровня утечек и уменьшение разброса, в основном, заканчивается к 48 часам предварительной термоэлектротренировки. Повышение радиационной стойкости этих структур практически только начинается с этой длительности воздействия (48 часов), достигая насыщения примерно к 180 часам. Доля структур, выходящих при облучении нейтронами (флюэнс 10^{13} н·см⁻²) за пределы установленного уровня ($R_0=90$ Ом, $U_{\max}=5$ В) уменьшалась. При этом разница между тренированными и нетренированными структурами значительно меньше, чем у биполярных интегральных схем, а соотношение параметров составляет при таком флюэнсе не более чем 1,3-1,5.

Проведены исследования влияния потоков высокоэнергетичных нейтронов и гамма-квантов на статистические и динамические параметры интегральной схемы средней степени интеграции МОП технологии аналогового переключателя серии 143. Для выявления влияния термополевых воздействий на радиационную стойкость этих схем они были подвергнуты термоэлектротренировке. Режимы изложены выше.

Измерены сопротивление ключа в открытом состоянии (R_0), максимальное напряжение на управляющем входе при вытекающем токе равно нулю ($U_{\text{упр. max}}$), минимальное напряжение на управляющем входе при вытекающем токе 100 мкА ($U_{\text{упр. min}}$) результаты проведенных исследований показывают (рис.1а, б, в), что термоэлектротренировка приводит к значительному уменьшению разброса электрических параметров и меньшему их изменению при воздействии флюэнса нейтронов и потоков гамма-квантов. Полное насыщение наступало после 96-168 часов термополевых воздействий.

Исследовано также время нарастания и спада тока в коммутируемой интегральной схемой цепи. Измерения проводились осциллографическим методом. Управление аналоговым переключателем велось с помощью ИС типа 1 ЛБ 331.

При измерениях динамических параметров на вход ИС подаются прямоугольные импульсы амплитудой +3 В. Определено время нарастания тока ($t_{\text{вкл}}$) на уровне $0,9U_{\text{вых}}$ от $0,1U_{\text{вх}}$, а время спада тока ($t_{\text{выкл}}$) измерено на уровне $0,1U_{\text{вых}}$ от $0,9U_{\text{вх}}$.

Термоэлектротренировка приводит к улучшению динамических параметров аналогового переключателя в поле высокоэнергетичного облучения.

Рассмотрим этот процесс с точки зрения термодинамики. Квазистатические процессы происходят вследствие плавного изменения внешних параметров в данном случае температуры и электрического поля. К этому плавному изменению условий система адаптируется почти синхронно. Такие процессы обратимы.

Необратимые процессы могут происходить как под действием резкой смены внешних факторов, так и вследствие чисто внутренних причин (например, появление внутренних перепадов температур, давлений и т.п.). Такие процессы естественны, ибо они происходят самопроизвольно и необратимо. Вследствие этого энтропия всегда растет.

Для иллюстрации этой фундаментальной закономерности можно рассмотреть типичный пример естественного необратимого процесса. Быстрая частица, попадая в кристалл и проходя его, время от времени смещает из положения равновесия атом кристаллической решетки, так называемый первично смещенный атом, который, проходя сквозь кристалл, смещает другие атомы и тормозится. При этом область торможения нагревается до 1000°C , возникают локальные давления в десятки и сотни атмосфер, происходит перераспределение энергии по кристаллу и возникают перепады температур. Процесс роста энтропии системы кристалл – воздействующее излучение будет продолжаться до полного выравнивания температур в кристалле. Рост энтропии вследствие самопроизвольных процессов – это универсальная закономерность природы. Эти процессы необратимы.

Если система не изолирована адиабатически, то ее энтропия будет изменяться в связи с притоком теплоты извне и в связи с внутренним теплообменом. Обозначим изменение энтропии при притоке теплоты извне через dS_i , а за счет внутреннего теплообмена – dS_e . Тогда суммарное изменение энтропии имеет вид:

$$dS = dS_i + dS_e. \quad (1)$$

Для внутреннего теплообмена изменение энтропии системы, в общем, будет равно

$$dS_e = \delta Q_e \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) > 0, \quad (2)$$

где T_1 – температура монокристалла, T_2 – температура разогретой области. Отнесенная к единице времени внутренняя часть приращения энтропии

$$\frac{dS_e}{dt} = \frac{\delta Q_e}{dt} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) > 0 \quad (3)$$

называется производством энтропии. Оно всегда положительно.

Система с дефектами это неупорядоченная система. Она удалена от равновесного состояния, если

рассматривать монокристалл как систему атомов, находящихся в положении равновесия (потенциальная энергия минимальная). Упругие напряжения в системе ведут к увеличению внутренней энергии и удалению системы от положения равновесия.

Рассматривая термоэлектротренировку как внесение добавочной энергии с помощью нагрева и электрических токов, что приводят с одной стороны к увеличению внутренней энергии, а с другой – способствует её уменьшению за счет механизма “спускового крючка”. Этот механизм состоит в том, что увеличение энергии на некоторую величину способствует освобождению механических напряжений (снятию этих напряжений).

Освобожденная энергия переходит в энергию тепловых колебаний кристаллической решетки, которые выносятся за пределы кристалла в виде электромагнитных колебаний.

Известно, что в кристаллах имеющих дефекты при облучении образуется большее количество дефектов, чем в бездефектных кристаллах.

Высокоэнергетичные частицы для предварительно напряженных мест также играют роль “спускового крючка”. После термоэлектротренировки в монокристалле кремния имеется меньше напряженных мест, где высокоэнергетичные частицы могут сыграть роль устройства генерирующего дефекты. Система кристалл – дефекты при этом приближается к положению равновесия и становится более устойчива по отношению к внешним воздействиям, чем не прошедшие термоэлектротренировку. Можно утверждать, что введение термической и электрической энергии в полупроводниковые компоненты микроэлектронной техники приводит к увеличению упорядоченности системы, то есть уменьшению энтропии.

Энтропия системы – это мера упорядоченности системы. Чем больше энтропия, тем система менее упорядоченная. Поэтому когда мы вносим энергию при термоэлектротренировке, мы увеличиваем энтропию, то есть атомы больше удаляются от положения равновесия. Но при этом происходит снятие напряжений и другие процессы упорядочения в кристалле. Энтропия уменьшается и система занимает уровень более низкий по сравнению с первоначальным уровнем, потому что поступившее в систему тепло уходит в окружающее пространство, а часть энергии электрических сигналов тратится на переход системы в состояние близкое к состоянию равновесия, то есть упорядочения.

Можно сделать вывод о том, что термодинамическая интерпретация подтверждает экспериментальные результаты исследований по введению термоэлектротренировки в технологический процесс повышения радиационной стойкости компонент радиоэлектронной аппаратуры.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Статистическая физика. М.: Наука. – 568 с.
2. Гнап А.К., Коваленко Н.И., Клименко К.С. Влияние термоэлектротренировки на надежность интегральных микросхем. // Информационные системы. – Харьков: НАНУ, ПАНИ, ХВУ. – 1998. 1(9). С. 32-42.
3. Гнап А.К., Коваленко Н.И., Клименко К.С. Метод повышения надежности транзисторных структур. // Информационные системы. – Харьков: НАНУ, ПАНИ, ХВУ. – 1999. 2(10). С. 112-119.
4. Рябинин В.А., Остроумов М.А., Свит Т.Ф. Термодинамические свойства вещества / Л.: Химия, 1997. – 370 с.

THERMODYNAMIC PROCESSES IN THE IRRADIATED SOLID-STATE OBJECTS SUBJECTED PRELIMINARY TERMOFILD EFFECT

N.M. Pelykhatiy¹, N.I. Kovalenko², T.C. Plahtiy¹, A.K. Gnap²

1. The Kharkov National university, Ukraine, 61077, Kharkov, Svoboda sq., 4.

2. The Kharkov state agrarian university, Ukraine, 61483, Kharkov, p/o the Kommunist - 1.

The results of idealized consideration of thermodynamic processes in integral silicon patterns of a mean scale of integration previously subjected to effect thermal both electrical fields and high energy fragments, irradiated with flows are adduced.

KEYWORDS: microelectronics, integrated circuits, energy, termoelectrotraning.

СЕРГЕЙ ВЛАДИМИРОВИЧ ПЕЛЕТМИНСКИЙ

(к 70-летию со дня рождения)



14 февраля 2001 г. исполнилось 70 лет Сергею Владимировичу Пелетминскому, выдающемуся физику-теоретику, академику НАН Украины, заслуженному деятелю науки Украины, лауреату Государственных и именных премий Украины в области науки и техники.

После окончания в 1953 г. Харьковского государственного университета С.В.Пелетминский выполнил свои первые научные работы под руководством Александра Ильича Ахиезера в аспирантуре при ХГУ. В 1957 г. он поступает на работу в УФТИ (ныне Национальный Научный Центр "Харьковский физико-технический институт") в отдел теоретической физики, руководимый А.И.Ахиезером, на должность научного сотрудника.

В 1959 г. С.В.Пелетминский защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата, в 1966 г. – доктора физико-математических наук. В 1969 г. ему было присвоено звание профессора. В 1978 г. С.В.Пелетминский был избран членом-корреспондентом, а в 1990 г. – действительным членом АН Украины. В 1989-1997 гг. С.В.Пелетминский – начальник теоретического отдела ХФТИ, с 1997 г. – начальник отдела

квантовой теории поля и статистической физики Института теоретической физики ННЦ ХФТИ.

С.В.Пелетминский внес крупный вклад в развитие разных областей теоретической физики: статистической физики, физической кинетики, теории сверхтекучести и сверхпроводимости, физики магнитных и спиновых явлений в твердых телах. В 60-е годы им вместе с А.И.Ахиезером и В.Г.Барьяхтаром были выполнены пионерские исследования магнитоупругих волн в ферромагнетиках и антиферромагнетиках, построена квантовая теория релаксационных процессов в ферродиелектриках. Многие из полученных в это время результатов вошли в монографию "Спиновые волны" (М., Наука, 1967 г. в соавторстве с А.И. Ахиезером и В.Г. Барьяхтаром, "Spin Waves" "North-Holland", 1968 г.).

Он является соавтором открытия (совместно с А.И.Ахиезером и В.Г.Барьяхтаром) "Явление взаимодействия гиперзвуковых и магнитных (спиновых) волн в ферро-, ферри- и антиферромагнетиках (магнито-акустический резонанс)", зарегистрированного в Реестре открытий СССР в 1966 г. с приоритетом от 16 марта 1956 г., диплом об открытии №46.

Исследования С.В.Пелетминского, А.И.Ахиезера и В.Г.Барьяхтара по теории высокочастотных релаксационных процессов в магнетиках получили широкую известность в стране и за рубежом и были отмечены премией им. К.Д.Синельникова АН УССР за 1978 г.

За цикл работ "Открытие и исследование динамических явлений, связанных с фононными взаимодействиями в магнитных кристаллах" С.В.Пелетминскому, В.Г.Барьяхтару, А.И.Ахиезеру и др. была присуждена Государственная премия Украины в области науки и техники за 1986 г.

Ряд исследований С.В.Пелетминский посвятил физике плазмы. Особое место среди них занимает фундаментальная работа "Применение методов квантовой теории поля к исследованию термодинамических свойств газа электронов и фотонов"(ЖЭТФ, 1960 г., в соавторстве с

И.А.Ахиезером). Методы и результаты этой работы были широко использованы для исследования релятивистской (электрон-позитронной) плазмы, а в 80-е годы она вновь стала актуальной в связи с исследованиями свойств кварков и поисками кварк-глюонной плазмы.

В дальнейшем, в работах по статистической механике С.В.Пелетминский развивает и обобщает метод Н.Н.Боголюбова сокращенного описания неравновесных процессов. На основе обобщенного метода сокращенного описания необратимых процессов он решил фундаментальную проблему статистической физики – проблему построения неравновесной крупнотурбулентной энтропии системы взаимодействующих частиц. Эта работа явилась выдающимся вкладом в статистическую физику и по праву вошла в "золотой фонд" мировой физической науки.

Другое важное направление, развиваемое в работах Сергея Владимировича и его учеников, связано с построением теории систем со спонтанно нарушенной симметрией, используя концепцию квазисредних. К таким системам относятся, например, сверхтекучие жидкости и сверхпроводники, квантовые кристаллы.

В 1986 г. за цикл работ по теории систем со спонтанно нарушенной симметрией С.В.Пелетминскому была присуждена премия им. Н.М. Крылова АН Украины (вместе с П.Н.Боголюбовым, И.Р.Юхновским).

В 80-90е годы в работах С.В.Пелетминского и его учеников получила развитие теория ферми-жидкости, был построен обобщенный ферми-жидкостной подход. Построенная теория явилась обобщением на сверхтекучие системы как теории Ландау-Силина нормальной ферми-жидкости, так и теории БКШ-Боголюбова. По инициативе А.И.Ахиезера эти методы были также применены С.В.Пелетминским и его учениками для исследования фазовых переходов в ядерной материи.

За цикл работ "Кинетические процессы в квантовых жидкостях и кристаллах" академику С.В.Пелетминскому с группой ученых была присуждена Государственная премия Украины в области науки и техники за 1996 г.

Исследования С.В.Пелетминского и его учеников по общим методам статистической механики и их приложениям к ферми- и бозе-системам вошли в монографию "Методы статистической физики" (М., Наука, 1977, совместно с А.И.Ахиезером, изданной также в переводе на английский язык в 1980 г. издательством Pergamon Press, Oxford).

Сергей Владимирович много внимания уделяет подготовке научных кадров. Им создана известная в мире школа по статистической физике. Его учениками являются 20 кандидатов физико-математических наук, 12 из которых защитили докторские диссертации.

Преподавать в Харьковском университете С.В.Пелетминский начал еще будучи аспирантом в 1956 году. Вот уже более 40 лет он, профессор кафедры теоретической ядерной физики, читает лекции по квантовой электродинамике студентам физико-технического факультета. Сергей Владимирович многое сделал для становления физико-технического факультета. Он является членом специализированного научного Совета по защитах докторских диссертаций при факультете, входит в редакционную коллегию "Вісника Харківського національного університету", серія фізична "Ядра, частинки, поля".

С.В.Пелетминский автор и соавтор более 200 научных работ, в том числе четырех монографий. Свой юбилей он встречает в расцвете творческих сил. Яркий талант физика-теоретика, высокие моральные качества, принципиальность снискали Сергею Владимировичу авторитет и уважение коллег и учеников.

Научная общественность, коллеги и ученики сердечно поздравляют Сергея Владимировича с юбилеем, желают ему крепкого здоровья, счастья и новых творческих достижений.

*И.Н.Адаменко, Н.А.Азаренков, Ю.А.Бережной, В.П.Демуцкий,
И.И.Залюбовский, В.Г.Зима, Ю.А.Кирочкин, В.Ф.Клепиков,
В.И.Лапшин, К.М.Степанов, В.Т.Толок, В.Д.Ходусов, Н.Ф.Шульга*

ХАРЬКОВСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ
ГРУППА РАДИАЦИОННОЙ ДИНАМИКИ

ПРЕДЛАГАЕТ

научную экспертизу сложных радиационных явлений в реальных объектах.

- Теоретические модели,
- компьютерные программы,
- экспериментальные методики для моделирования этих явлений.

Выполним работы от постановки задачи до технического осуществления.

Наши результаты успешно используются в следующих областях:

- планирование и проведение работ в радиационных технологиях;
- разработка и создание защиты от ионизирующих излучений;
- разработка новых типов детекторов ионизирующих излучений;
- конструирование и компоновка электронной аппаратуры, работающей в полях ионизирующих излучений;
- анализ и прогнозирование радиационной обстановки в зоне размещения ядерно-энергетических установок в штатном режиме эксплуатации и в аварийных ситуациях.

Мы выполнили более 30 контрактных работ по государственным заказам Украины, России, США, Канады, Швеции. Результаты исследований представлены более чем в 200 научных статьях и 20 патентах.

Мы всегда рады взаимовыгодному сотрудничеству.

Примеры наших разработок вы найдете, посетив Web-страницу:

<http://www-rdg.univer.kharkov.ua>

Контактный телефон: (0572) 352-566

E-mail: kirdin@pht.univer.kharkov.ua

Збірник наукових робіт

«Вісник Харківського національного університету ім. В.Н. Каразіна», № 510
серія фізична «Ядра, частинки, поля», 2001, вип.1 /13/

Підписано до друку 05.04.2001

Формат 60 × 84 1/8

Умов. друк. арк. 12,6

Облік.-вид. арк. 10,08

Тираж 300

Ціна договірна

61077, Харків, пл. Свободи, 4, Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна
Видавничий центр ХНУ.
Різо ХНУ

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРІВ

До редакції подається рукопис обсягом не менше 3 сторінок українською, російською або англійською мовами в двох примірниках з направленням установи і експертним висновком. Рукописи, які подаються до редакції, мають точно відповідати таким вимогам.

Текст друкується на білих аркушах формату А4 через один інтервал з високою якістю друку, придатною для фотокопіювання (рекомендується лазерний принтер). Застосовується редактор MS Word, шрифт Times New Roman (Cyr), розмір шрифту 10 pt., вирівнювання тексту по ширині. Поля справа і зліва по 2 см, зверху 3 см, знизу 2 см. Сторінки нумеруються послідовно на зворотному боці аркуша олівцем. Математичні та хімічні символи, рівняння і формули вводяться до тексту статті за допомогою комп'ютерної техніки. Рисунки в повністю придатному до репродукції вигляді вставляються до тексту в межах площі сторінки, вказаної вище. Рисунки виготовляються з використанням комп'ютерної техніки або виконуються тушшю на білому папері з друкованими цифрами і літерами на осях. Усі написи на рисунках та осях друкуються шрифтом не меншим за 8 pt. Підписи під рисунками друкуються шрифтом 9 pt. Формули, таблиці й рисунки нумеруються послідовно арабськими цифрами, наприклад: (1); Табл. 1; Рис. 1.

Послідовність розміщення матеріалу.

На першій сторінці зверху пропускаються два рядки; на третьому рядку в лівому верхньому куті друкується УДК (курсив, 9 pt.). Потім після пропуску одного рядка розміщується назва статті (прямий напівжирний шрифт, 12 pt., всі літери прописні, вирівнювання по центру). Після пропуску одного рядка друкуються ініціали та прізвища авторів (прямий напівжирний шрифт, 12 pt., вирівнювання по центру). У наступному рядку друкуються повні назви й адреси організацій авторів (шрифт курсив, 9 pt., вирівнювання по центру). Адреса електронної пошти друкується за бажанням авторів. Якщо організацій декілька, то для визначення авторів та організацій слід застосовувати виноски зірочкою або цифрами. У наступному рядку друкується дата надходження статті до редакції: число – цифрами, місяць – прописом, рік – цифрами (шрифт прямий, 9 pt., вирівнювання по центру).

Після пропуску одного рядка друкується реферат статті, 5-10 рядків, з коротким викладенням методичних підходів, запропонованих в роботі, та основних результатів. Слово “реферат” не друкується. Для тексту реферату застосовується прямий шрифт розміром 9 pt. У наступному рядку друкується 5-8 ключових слів (шрифт 9 pt.). Заголовок “**КЛЮЧОВІ СЛОВА:**” друкується прописом на тому ж рядку, що й ключові слова і виділяється напівжирним шрифтом. Текст реферату і ключові слова мають ширину на 1 см меншу, ніж основний текст (по 0,5 см з кожного боку).

Далі після пропуску одного рядка друкується основний текст статті. Абзаци починаються з червоного рядка (0,75 см). Рекомендується розбиття статті на такі розділи: вступ (назва цього розділу не друкується), **МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ** (обов'язково для експериментальних робіт), **РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ**, **ВИСНОВКИ**. Для теоретичних робіт передбачається більш вільне розташування матеріалу, наприклад, замість розділу **МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ** рекомендуються розділи **ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ**, **МОДЕЛЬ** та ін. Розділи не нумеруються, в назвах розділів усі літери прописні й виділяються напівжирним шрифтом, вирівнювання по центру. При необхідності розділи поділяються на підрозділи. Назви підрозділів друкуються з великої літери і виділяються напівжирним шрифтом, вирівнювання по центру. Після кожного розділу або підрозділу йде один пустий рядок.

У кінці тексту статті після пропуску одного рядка, якщо потрібно, наводиться назва фонду, який фінансував роботу, і номер гранту.

Використані в роботі літературні джерела нумеруються в порядку цитування в тексті, номер посилання друкується в квадратних дужках. Не допускаються посилання на неопубліковані роботи. Список літератури (шрифт 9 pt.) розміщується одразу за основним текстом статті й виділяється як розділ **СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ**.

Після списку літератури до статті додається реферат англійською мовою. Після пропуску одного рядка дається назва статті прописом, шрифт прямий 10 pt., напівжирний, вирівнювання по центру. У наступному рядку — ініціали та прізвища авторів, шрифт прямий 10 pt., напівжирний, вирівнювання по центру. У наступному рядку друкується повна назва організації та її адреса (курсив 9 pt., вирівнювання по центру). Після пропуску одного рядка вміщується текст реферату (шрифт прямий 9 pt., вирівнювання по ширині, без червоного рядка). У наступному рядку після слів “**KEY WORDS:**” (прописом, шрифт прямий напівжирний, 9 pt.) вміщуються ключові слова (шрифт прямий 9 pt., вирівнювання по ширині).

Один примірник рукопису має бути підписаний на зворотному боці аркуша усіма авторами.

Рукописи, оформлені не у відповідності до наведених правил, не розглядатимуться.