

Міністерство освіти та науки України  
Криворізький державний педагогічний університет  
Запорізький інститут економіки та інформаційних  
технологій

Комп'ютерне моделювання  
та інформаційні технології  
в науці, економіці та освіті

*Збірник наукових праць*

Том 1

Кривий Ріг  
Видавничий відділ КДПУ  
2001

УДК 681.3.001.57+37.01:007

**Комп'ютерне моделювання та інформаційні технології в науці, економіці та освіті:** Збірник наукових праць: В 2-х томах. – Кривий Ріг: Видавничий відділ КДПУ, 2001. – Т. 1. – 305 с.

Перший том збірника містить статті з різних аспектів застосування комп'ютерного моделювання та мережних технологій у наукових дослідженнях. Значну увагу приділено економіко-математичному моделюванню та інформаційним технологіям у ринковій економіці.

Для студентів вищих навчальних закладів, аспірантів, наукових та педагогічних працівників.

Редакційна колегія:

*В.М. Соловійов*, доктор фізико-математичних наук  
*Є.Я. Глушко*, доктор фізико-математичних наук  
*О.І. Олейніков*, доктор фізико-математичних наук  
*Я.В. Шрамко*, доктор філософських наук, професор  
*В.І. Хорольський*, доктор технічних наук, професор  
*О.А. Учитель*, доктор технічних наук, професор  
*І.О. Теплицький*, відповідальний редактор  
*С.О. Семеріков*, відповідальний секретар

Рецензенти:

*В.М. Назаренко* – д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри інформатики, автоматики та систем управління Криворізького технічного університету  
*А.Ю. Ків* – д-р фіз.-мат. наук, професор, завідувач кафедри теоретичної фізики Південноукраїнського державного педагогічного університету (м. Одеса)

Затверджено Вченою радою Криворізького державного педагогічного університету (протокол №7 від 08.02.2001 р.)

ISBN 966-8302-44-1

# FORMATION OF Si PRECIPITATES IN NEUTRON IRRADIATED Al

A.E. Kiv<sup>1</sup>, V.N. Solovyov<sup>2</sup>, S.A. Tomilin<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Ben-Gurion University, Depart. of Mat. Eng., P.O.B. 65, 3 Beer-Sheva, 84105, Israel

<sup>2</sup> Institute of Economics and Information Technology, 16a Kiyashko st., Zaporozhye, 69015, Ukraine

<sup>3</sup> State Pedagogical University, 54 Gagarin avenue, Krivoy Rog, 50086, Ukraine

## I. Introduction

One of essential results of reactor irradiation of pure Aluminum and Aluminum alloys to high neutron doses is Silicon precipitates formation [1–3]. Silicon is produced by means of reactions  $^{27}\text{Al}(n, \gamma) \rightarrow ^{28}\text{Al} \rightarrow ^{28}\text{Si} + \beta$ . The cross section for Silicon formation is so large, that the amount of transmutation Silicon by far exceeds its solubility in Aluminum. Thus, it is clear that Silicon must precipitate and may be observed as visible particles. In vicinity of grain boundaries and other imperfections of crystal lattice Silicon dissolves better and these regions become supersaturated with Silicon, which precipitates into the large flakes [4].

In the processes of formation of Silicon precipitates there are, however, features, which need a special discussion and explanation.

First, Silicon starts precipitate only after a certain incubation period, which corresponds to thermal neutron dose about  $2 \cdot 10^{21}$  n/sm<sup>2</sup> [3]. It is easily to see that not all Si atoms participate in creation of precipitates. If to take into consideration the average precipitate size and the lowest density of precipitates that allows to fix them by electron microscopy it is possible to estimate the threshold dose of thermal neutrons when precipitates may be discovered. Such estimation gives for threshold neutron dose  $\sim 10^{18}$  n/sm<sup>2</sup>.

Another problem is to explain a small size dispersion of precipitates. The most part of precipitates is characterized by sizes in the narrow interval 40-50 nm [3]. In the case of diffusion-controlling formation of colloidal particles there is a typical Gauss distribution, which is observed, for example, for voids formation [5].

At last, the formation of diamond-like Silicon cluster in Alumi-

num matrix [4] is also a problem, which is necessary to clarify. Silicon cluster has hard covalent bonds with tetrahedral space orientation. Formation of such diamond like structure inside of Aluminum lattice demands an additional energy source.

In some cases Silicon precipitates are the only type of defect accumulations, which are created by reactor irradiation in Aluminum [3]. So it is very important to know the mechanism of formation of Silicon precipitates for prediction of changes of mechanical parameters [6].

Transmutation reactions are the unique way to get a large concentration of Silicon atoms in Aluminum lattice, and just in substitutional positions. Appearing Silicon atoms in Aluminum lattice instead of Aluminum atoms leads to arising of mechanical stresses [7, 8]. This factor is the keystone of the model, which allows to explain the main peculiarities of Si precipitate creation in Aluminum irradiated by thermal neutrons.

First, we shall describe the qualitative peculiarities of the model. Then we shall perform some quantitative estimates. At last the model will be discussed and compared with experimental data.

## II. Description of the model

As a result of nuclear reactions Silicon atom appears in the substitutional position of Aluminum lattice. It is known that in analogous situations (for example, C in Fe [7], C in Copper [8]) an impurity atom gives rise to mechanical stresses which widen the atom lattice. In [9] it is shown that these mechanical stresses create an additional equilibrium concentration of point defects (PD):

$$\xi = \xi_0(T) \exp \frac{\mu S_{iklm} \Omega_{ik} \tau_{lm}}{kT}, \quad (1)$$

where  $\xi_0(T)$  is an equilibrium concentration of PD in the crystal without stresses,  $\mu$  is the shear modulus,  $S_{iklm}$  is the elastic constant tensor,  $\Omega_{ik}$  is the volume change,  $\tau_{lm}$  is the stress tensor.

It is shown in [9] that the power of exponent is of the order  $\sim \Omega \sigma / kT$ . On the other hand it was estimated that  $\sigma \sim 10^5 \mu / r$ . So for the power of exponent (1) one can get 5-10 at the distance  $r \cong 20-40$  nm from the dilatation center.

Let us surround Silicon substitutional atom with a sphere of radius  $r_0$ , and volume  $V_0$  for which  $\xi / \xi_0(T)$ . Here  $\xi_0$  is the initial concentration of PD and  $\xi$  is the average concentration of PD inside the  $V_0$ ,

volume on the time interval which corresponds to the time of the experiment conducting. An equilibrium concentration of PD in the volume  $V_0$  is putting during a certain time. The final PD distribution is determined by the ratio of diffusion coefficients for interstitials and vacancies ( $D_I/D_V$ ). Because of  $(D_I/D_V) = 10^2 - 10^3$  (see, for example, [10]) interstitial Al atoms go away from the  $V_0$  volume, and a concentration of vacancies in this volume becomes larger than in the crystal on the whole.

Thus the local solubility for Silicon in the  $V_0$  volume becomes larger than in the whole crystal, and each  $V_0$  volume turns into potential pit for Silicon atom. Silicon atom creates a potential pit for itself by analogy with creation of polaron pit by electrons and holes in ionic crystals [11].

The further development of situation depends on thermal and fast neutron fluxes and their ratio. If the probability of repeated hitting the volume  $V_0$  for thermal neutrons is by far larger than for fast neutrons then a Silicon cluster in the  $V_0$  volume may form. In this case the first Silicon atom in the given  $V_0$  volume is in fact the nucleus for Silicon cluster formation. Because of large local concentration of vacancies Si cluster is easily forms when new Silicon atoms arise in this volume. The density of Aluminum atoms in the  $V_0$  volume lowers, and the formation of Silicon cluster occurs by the way of occupation of free space in  $V_0$  volume. In some cases Aluminum atoms may be disposed in nodes of Silicon cluster. However, if a fast neutron hits the volume  $V_0$  Silicon atom may be knocked out and migrates in the crystal according to the mechanism of radiation-stimulated diffusion [12]. Such processes lead to Silicon precipitates formation by the way of diffusion controlling reactions. In this case Silicon precipitates are formed in vicinity of grain boundaries and other imperfections, which are natural sinks for diffusion atoms.

### **III. Quantitative estimate of the model**

Let us consider processes when Silicon precipitates grow as a result of thermal neutrons pitting Aluminum atoms in the  $V_0$  volumes. So far as Aluminum atoms go away from these volumes the probability for thermal neutrons to pit Aluminum atoms, which create precipitates, decreases. Thus there are two competing processes, which determine the rate of Silicon clusters growth. One of them is an accumulation of  $V_0$  volumes. Another one is the diffusion-controlling go-

ing away of Aluminum atoms from  $V_0$  volumes.

The total number of Aluminum atoms in  $V_0$  volumes at the moment  $t$  if do not take into consideration the diffusion processes may be written as

$$n_1 = I\sigma_n N_0 n_0 t, \quad (3)$$

where  $I$  is the intensity of thermal neutron flow,  $\sigma_n$  is the cross section of Al  $\rightarrow$  Si reaction,  $n_0$  is the initial amount of Aluminum atoms in one  $V_0$  volume,  $N_0$  is the atom density of Aluminum crystal.

The probability of Silicon precipitates formation ( $\omega$ ) is proportional to the total number ( $n$ ) of Aluminum atoms in  $V_0$  volumes at the moment  $t$ :

$$n = n_1 - n_2, \quad (4)$$

$n_1$ , is given by (3),  $n_2$  is the total number of Aluminum in  $V_0$  volumes which went away from  $V_0$  volumes to the moment  $t$  as result of diffusion.

The equation for diffusion from a ball is

$$\frac{\partial C_I}{\partial t} = D \left( \frac{\partial^2 C_I}{\partial t^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial C_I}{\partial r} \right). \quad (5)$$

The initial and boundary conditions arc following:

$$\begin{aligned} t = 0 \quad C_I(r, 0) &= n'_0 \\ t > 0 \quad C_I(r_0, 0) &= 0 \end{aligned} \quad (5')$$

$n'_0$  is the initial amount of interstitial Aluminum atoms in the  $V_0$  volume. The general solution of (5) is [13]:

$$C_I(r, t) = \frac{2n'_0 r_0}{\pi r} \sum_{m=1}^{\infty} (-1)^{m+1} \sin \frac{m\pi r}{r_0} * \exp \left[ -\frac{m^2 \pi^2 Dt}{r_0^2} \right]. \quad (6)$$

Then

$$j = -D \frac{dC_x}{dr} (r_0) = D \frac{2n_0}{r_0} \sum (-1)^{m+1} \exp \left[ -\frac{m^2 \pi^2 Dt}{r_0^2} \right]. \quad (7)$$

For the case when  $Dt \gg r_0^2$  it is possible to take only one term in (7) and to neglect terms above the first order. According to this suggestion:

$$j = D \frac{2n_0'}{r_0} \exp \left[ -\frac{\pi^2 Dt}{r_0^2} \right] \quad (8)$$

For  $n_2$ , at the moment  $t_1$ , it may be written:

$$n_2 = \alpha_0 \int_0^{t_1} t dt \int_t^{t_1} j(t' - t) dt', \quad (9)$$

where  $j$  is given by (8). Then we obtain

$$n_2 = \frac{\alpha_0 \beta_0}{\gamma} \left( \frac{t_1^2}{2} - \frac{1}{\gamma^2} e^{-\gamma t_1} - \frac{t_1}{\gamma} + \frac{1}{\gamma^2} \right), \quad (10)$$

where

$$\alpha_0 = I \sigma_n N_0; \beta_0 = 2D \frac{n'_0}{r_0}; \gamma = \frac{\pi^2 D}{r_0^2}. \quad (11)$$

If to put down the subscripts we may write down the final expression for the value (4):

$$n = \left( \alpha + \frac{1}{\gamma^2} \right) t - \frac{\alpha_0 \beta_0}{\gamma} \left( \frac{t^2}{2} - \frac{1}{\gamma^2} e^{-\gamma t} - \frac{t}{\gamma} + \frac{1}{\gamma^2} \right). \quad (12)$$

For real intervals of time ( $i \approx 10^8$  s) which are typical for nuclear reactor experiments it is possible to simplify the expression (12) because of  $t \gg e^{-\gamma t}/\gamma^2$ ,  $1/\gamma^2$  and besides  $\alpha = 1/\gamma^2$ .

Thus we have

$$n = \alpha_0 \left( n_0 t - \frac{\beta_0}{2\gamma} t^2 \right). \quad (13)$$

The extreme point of (13)

$$t_0 = \frac{\pi^2}{2r_0} \frac{n_0}{n'_0} \quad (14)$$

shows that the time which is necessary for getting the maximum value of  $n \sim \omega$  depend on the ratio  $n'_0/n_0$  and therefore on the value of mechanical stresses around the Silicon atom. We have that  $t_0 \sim 10^8 - 10^9$  s.

The maximum value of  $\omega$  is proportional to expression

$$n_{\max} \sim \frac{\pi^2}{4} \frac{\alpha_0 n_0^2}{r_0 n'_0} \quad (15)$$

and depends on the intensity  $I$  of thermal neutrons flow (see (11)).

In the Fig. 1 the kinetics of the number of Aluminum atoms in the  $V_0$  volumes is shown., The kinetic curves illustrate the behaviour of  $n$  for different values of parameters. We see that  $t_0 < t'_0$  if  $n'_0(I)$

$>n'_0(2)$

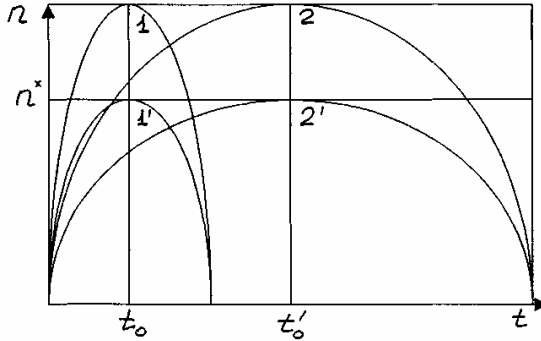


Fig. 1 The kinetics of full number of Aluminum Atoms in the  $V_0$  volumes.  $n_0'(1) > n_0'(2)$ . Curves 1 and 1', and also 2 and 2' correspond  $I' < I$ .

According to (15)  $n_{max} \sim I$ . The density of atoms in Aluminum is larger than in Silicon. It is necessary 5-6 vacancies in Aluminum lattice for one Silicon tetrahedron formation. So the optimum situation for Si precipitates formation corresponds to the case when approximately 0,25 Aluminum atoms go away from  $V_0$  volume and 0,75 of them transmute to Silicon.

On the basis of these considerations the following correlation may be written:  $n_2 / n \cong 0,3$  (16). By substituting of (10) and (13) to (16) we get an expression for estimate the corresponding time interval:

$$t' = \frac{\gamma}{5\beta_0} \left( \frac{7\beta_0}{\gamma^2} + 3n_0 \right) \quad (17)$$

If to take suitable values of parameters ( $\gamma \cong 10 - 20$ ,  $\beta \cong 10^{-3}$ ,  $n_0 \cong 10^5$ ) one can get  $t' \sim 0,5 \cdot 10^9 - 10^9$ ,  $s \cong 15-30$  years.

#### IV. Discussion

As it was mentioned in the Introduction experimental data allow to estimate the threshold neutron dose  $\Phi_{thr}$ . If the average size of precipitates is  $r_0 \sim 20 - 40$  nm [1-4] and the average distance between the nearest precipitates which allows to fix them in experiment is  $\sim 2-10$  nm [3] then the minimum number of silicon atoms in precipitates is  $\sim 10^{16}$   $\text{sm}^{-3}$ . For  $\sigma_n \approx 10^{-25}$   $\text{sm}^2$  we obtain  $\Phi_{thr} \approx 2 \cdot 10^{18}$   $\text{nsm}^{-2}$ . The



real value  $\Phi_{thr} \approx 10^{21} - 10^{22} \text{ nsm}^{-2}$  [1-3]. It means that in a large part of  $V_0$  volumes precipitates are not created.

A comparison of values  $t_0$  and  $t'$  shows that they are close. So the maximum value of  $n \sim \omega$  corresponds to the time when the necessary part of Aluminum atoms which corresponds to correlation (16) go away from the  $V_0$  volumes.

According to the model an effective formation of Silicon precipitates in the regular sites of Aluminum lattice begins when the above mentioned part of Aluminum atoms go away from the  $V_0$  volumes (see correlation (16)). Thus the time  $t'$  determines the threshold neutron dose  $\Phi_{thr}$  which is observed in experiments. As it was mentioned  $t' \approx t_0$  and it means that at  $t' > t_0$  the probability  $\omega$  of precipitates formation decreases. Formula (14) shows that if  $n'_0$  is larger (accordingly the mechanical stresses are larger)  $t_0$ , is smaller. It is known that in more pure Aluminum the atom density (and accordingly the mechanical stresses) are smaller. This case corresponds (see (14)) to the more large values  $t'$ ,  $t_0$  and  $\Phi_{thr}$ .

It is interesting to note that  $t'$ ,  $t_0$  and  $\Phi_{thr}$ , which determines  $\Phi_{thr}$ , does not depend on the intensity  $I$  of thermal neutrons flow. Expression (15) shows that the maximum quantity of Aluminum displaced in all  $V_0$  volumes is proportional to  $I$  in the given interval of  $I$ . So in our approach the maximum probability of Si precipitates formation is also proportional to  $I$ . For large values of flow intensities of both thermal and fast neutrons the processes of destruction of Silicon precipitates in  $V_0$  volumes begin. New Silicon precipitates arise from previous precipitates and their sizes become smaller.

It may be suggested that for given  $t = t_0$  a maximum intensity of thermal neutrons flow ( $I_{max}$ ) exists so that for  $I > I_{max}$  the overlap of  $V_0$  volumes takes place. We did not consider this case.

From the above results it is clear that for  $I < I_{max}$  the sizes of precipitates demand on mechanical characteristics of samples. The dispersion of precipitate sizes is small because they are determined by mechanical stresses around the dilatation center which are in their turn determined by  $n_0$  in (15) and because  $t_0 = t$ . For more pure Aluminum the average size of precipitates is smaller.

At last it may be noted that in conditions of experiments described in [3] when formation of voids is not observed it is naturally the decreasing of dislocation density. In spite of these experiments are

conducted at low power reactor the concentration of vacancies created by fast neutrons may be enough to cause the dislocation creeping and their disappearance because the vacancies do not form voids.

#### References:

1. K. Farrell. Response of Aluminum and its Alloys to Exposure in the High Flux Isotope Reactor. Dimensional Stability and Mechanical Behaviour of Irradiated Metals and Alloys, (1983) British Nucl. Energy Soc. London.
- A. Munitz. Neutron Irradiation Effects on Commercial Purity Type A5 Aluminum. Journ. Nucl. Materials, (1989) 165, pp. 305-312.
- A. Munitz, A. Shtechman, C. Cotler, M. Talianker, S. Dahan. Mechanical Properties and Microstructure of Neutron Irradiated Cold Worked All-6063 Alloy. Journ. Nucl. Materials, (1998) 252, pp.79-88.
2. K. Farrell, J.O. Stieglcr, R.E. Gehlbash. Transmutation-Produces Silicon Precipitates in Irradiated Aluminum. Metallography (1970) 3, pp. 275-384.
3. N.M. Packan. Fluence and Flux Dependence of Void Formation in Pure Aluminum. Journal Nucl. Materials (1971) 40, pp. 1-16
4. A.J. Ardell. Precipitation Hardening Metallurgical Trans. (1985) 16A, pp. 2132-2165.
5. B.Ya. Lubov. Diffusion Kinetics of Macroscopic Defects. In "Materials of Intern. School on the Theory of Defects in Crystals" (1966), Tbilisi, pp. 209-235 (in Russian).
6. D.E. Ellis, S. Dorfman, D. Fuks, R. Evenhaim, K.C. Mundim. Embedded cluster and Supercell Study of the Structure of the Interstitial Cu-C Solid Solutions. Journal Quantum Chem.(1998) 70, p. 1085
7. A.M. Kosevich. Elastic and Diffusion Interaction of Dislocations and Point Defects. Advances of Physical Sciences (1964) 84,p. 579 (in Russian)
8. R.A. Johnson, E. Brown. Energies of Interstitial Atoms Formation and Migration in Metals. Phys. Rev. 127 (1962), p.446.
9. S.I. Pekar. Investigations on the Electronic Theory of Crystals (1951) Moscow (in Russian)
10. V.L. Indenbom, A.E. Kiv. Radiation-Stimulated Diffusion in "Radiation physics of Semiconductors and Related Materials" (1984) Tbilisi, pp. 111-120
11. R.M. Barrer. Diffusion in and through Solids (1941) Cambridge

## Зміст

<i>А.А. Архипенко, Е.Я. Глушко, Д.В. Дедюлин.</i> Измерение слабых токов в ультрадисперсных средах .....	3
<i>І.В. Бакушевич, В.П. Мартинюк, В.М. Гора.</i> Комп'ютерне моделювання оцінки стану економічної безпеки регіонів України.....	7
<i>О.Г. Белз.</i> Формування стратегій управління підприємством.....	11
<i>В.А. Бельский.</i> Решение прямой томографической задачи при помощи сплайнов .....	17
<i>А.А. Блажко, А.А. Завалин, И.А. Головатюк.</i> Моделирование систем управления асинхронным тиражированием данных.....	20
<i>О.А. Бойченко.</i> Дослідження та розробка систем пошуку інформації .....	26
<i>Н.В. Витюк.</i> Использование мер структурного подобия в анализе связи «структура – свойство (активность)» .....	31
<i>Н.В. Витюк.</i> Анализ связи «структура – вкусовые свойства» производных бензола на основе топологической модели молекулы .....	38
<i>А.А. Витязь, В.П. Логвинчук, В.А. Платоненко.</i> UML как основа построения поля корпоративных знаний .....	46
<i>В.М. Гиковатый.</i> Метод определения синергетического эффекта в задачах управления развитием .....	53
<i>Е.Я. Глушко, С.Л. Легуша.</i> Электромагнитное тушение в 1D фотонных кристаллах: запертые моды и прошедшее излучение ...	58
<i>Е.Я. Глушко, Н.А. Слюсаренко.</i> Спектр электронов сродства в наноглеродном монослое.....	65
<i>И.И. Давыдов, Р.С. Ракша.</i> Приемы компьютерного моделирования нелинейных колебаний узлов и конструкций составных сооружений .....	72
<i>Т.І. Демківська.</i> Алгоритмізація статистичного вибору структури ARIMA моделей .....	78
<i>А.А. Добровольский.</i> Теоретические вопросы стратегического управления банком.....	86
<i>А.М. Дроздов, Е.А. Дроздов.</i> Развитие концепции абсолютного мира.....	92
<i>В.М. Євсіков.</i> Комп'ютерне моделювання математичних більярдів у плоских фігурах.....	94
<i>В.Н. Евтеев.</i> Особенности предельного перехода от конечной к бесконечной модели кристалла.....	95

<i>О.К. Елисеєва, О.В. Пошивалова.</i> Применение системы управления качеством продукции – одно из важнейших условий конкурентоспособности изделий .....	99
<i>А.О. Жолос.</i> Застосування методу нейронних мереж при визначенні напрямку операцій на ринку цінних паперів .....	101
<i>Л.Л. Жукова, І.І. Копайгора, О.О. Федоренко.</i> Моделювання соціального статусу викладача вузу .....	108
<i>Л.М. Карпуков, С.Н. Романенко, А.С. Романенко.</i> Система квазистатического моделирования полосковых структур многослойных интегральных схем СВЧ .....	114
<i>А.Е. Ків, V.N. Solovyov, S.A. Tomilin.</i> Formation of Si precipitates in neutron irradiated Al.....	119
<i>Ю.А. Ковалев, К.В. Зацелкин.</i> О подходе к автоматизации проектирования и моделирования микропрограммных автоматов ...	127
<i>С.М. Коваленко, О.В. Король, В.А. Дяченко, О.Д. Стадник.</i> Імітаційне та математичне моделювання для освітніх і наукових цілей .....	134
<i>С.В. Кукліна, Н.В. Моїсеєнко.</i> Нові інформаційні технології в курсі фізики твердого тіла .....	138
<i>Т.С. Лось.</i> Экономико-математическое моделирование и информационные технологии в рыночной экономике .....	143
<i>Г.Ю. Маклаков, Г.Г. Маклакова.</i> Семиотический подход к компьютерному моделированию структуры литературных и генетических текстов.....	150
<i>О.М. Марченко, С.П. Алексєєвич.</i> Впровадження початків економіко-математичного моделювання на основі інформаційних технологій в середньому навчальному закладі нового типу.....	155
<i>Е.П. Никонова, В.Н. Соловьёв.</i> Временная зависимость низкотемпературной теплоемкости структурно-неупорядоченных материалов.....	160
<i>П.Ф. Овчинников, Г.В. Налева.</i> Содержание и место математического моделирования как предмета в вузе .....	165
<i>И.Д. Павлов, Е.Ю. Антипенко.</i> Вероятностная оценка NPV проекта, основанная на коэффициентах корреляции элементов денежных потоков по периодам выполнения проекта .....	169
<i>И.Д. Павлов, И.А. Арутюнян.</i> Разработка плана организационно-технического развития методом оптимального программирования .....	175

<i>И.Д. Павлов, Д.Ю. Мамотенко.</i> Управление проектами универсальным алгоритмом на основе сетевого моделирования .....	180
<i>И.Д. Павлов, М.Д. Терех.</i> Моделирование оптимального сопротивления теплопередаче ограждающих конструкций зданий в новых экономических условиях .....	188
<i>А.В. Погорілецька.</i> Моделювання у дослідженні соціальних явищ .....	193
<i>С.С. Поливцев.</i> Экспериментально-статистические модели физико-механических свойств дегтебетона .....	197
<i>А.П. Полищук, С.А. Семериков.</i> Некоторые особенности программной реализации методов экспериментальной идентификации линейных процессов .....	202
<i>В.М. Порохня, Ю.В. Головка.</i> Математична модель оптимізації зміни тарифів за послуги, що надаються організаціям та населенню .....	211
<i>Н.А. Рашевский.</i> Вычислительный эксперимент в теоретических исследованиях (о проблеме Фробениуса) .....	216
<i>Н.О. Ризун.</i> Экспертная система планирования работы горно-транспортного комплекса железорудного карьера .....	218
<i>Н.І. Соколянська.</i> Моделювання автоматизації документообігу з позицій корпоративного менеджменту .....	225
<i>В.Н. Соловьев, С.А. Семериков, И.А. Теплицкий.</i> Особенности компьютерного моделирования в социально-гуманитарных науках .....	230
<i>В.Н. Соловьев, С.А. Томилин.</i> Эмпирические потенциалы для моделирования разупорядоченных структур .....	237
<i>С.П. Сонько, А.А. Попов, І.О. Єрмілов.</i> Електронна картографічна модель як перший крок до створення багатозільової ГІС Кривбасу .....	241
<i>В.Н. Стаценко.</i> Проблемы формализации социально-экономических процессов .....	245
<i>А.Н. Сташатов.</i> Компьютерная реализация экспертной системы подготовки и планирования производства в визуальной объектно-ориентированной среде программирования .....	250
<i>О.Б. Стефановський, Є.В. Сніжко.</i> Алгоритмізація розробки нагрівачів робочого газу спрощених модифікацій двигунів Стирлінга .....	257
<i>Э.В. Терещенко, В.А. Терещенко.</i> Задачи анализа скрытых зако-	

номерностей эмпирических данных .....	262
<i>О.В. Федорова.</i> Комп'ютерне моделювання хімічної дифузії..	267
<i>Е.А. Черкас.</i> Моделирование структуры межфазного слоя волокнистого металлокомпозита .....	272
<i>В.Ф. Шапо.</i> Построение и анализ вычислительных сетей на основе сетевой технологии Wideband .....	276
<i>Е.Я. Швец, Ю.С. Оселдчик, Т.Н. Точилина, Н.В. Свитанько.</i> Виртуальный лабораторный практикум по общей физике .....	281
<i>Я.В. Шрамко.</i> Онтологическая модель истинностных значений .....	287
<i>Т.А. Щербак.</i> Моделювання процесу формування планових завдань виробництва готової продукції підприємства в умовах ринку .....	298

Наукове видання

**Комп'ютерне моделювання  
та інформаційні технології  
в науці, економіці та освіті**

**В 2-х томах**

**Том 1**

Підп. до друку 12.04.2001  
Бумага офсетна №1  
Ум. друк. арк. 16,08

Формат 80x84 1/16.  
Зам. №4-1107  
Наклад 500 прим.

Видавничий відділ Криворізького державного педагогічного університету  
КДПУ, 50086, Кривий Ріг-86, пр. Гагаріна, 54

---

E-mail: [cc@kpi.dp.ua](mailto:cc@kpi.dp.ua)