

**Міністерство освіти і науки України**  
**Вінницький державний педагогічний університет імені Михайла Коцюбинського**  
**Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України**  
**Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України**  
**Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України**  
**Механіко-машинобудівний інститут Національного технічного університету України**  
**"Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського"**  
**Національний педагогічний університет імені М.П. Драгоманова**  
**Вінницький національний технічний університет**  
**Інститут надтвердих матеріалів НАН України ім. В.М. Бакуля**  
**Бельцький державний університет ім. Алеку Руссо**  
**Каракалпакський державний університет ім. Бердаха**  
**Фізичний факультет Бакинського державного університету**  
**Інститут фізики матеріалів Чеської Академії Наук**

**Ministry of Education and Science of Ukraine**  
**Vinnitsia Mykhailo Kotsiubynskyi State Pedagogical University (Vinnitsia, Ukraine)**  
**V. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)**  
**B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering, NAS of Ukraine (Kharkiv, Ukraine)**  
**G. Kurdjumov Institute of Metal Physics, NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)**  
**Institute of Mechanical Engineering National Technical University of Ukraine**  
**"Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute" (Kyiv, Ukraine)**  
**National Pedagogical Dragomanov University (Kyiv, Ukraine)**  
**Vinnitsia National Technical University (Vinnitsia, Ukraine)**  
**V. Bakul Institute for Superhard Materials, NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)**  
**Alecu Russo Balti State University (Balti, Moldova)**  
**Berdakh Karakalpak State University (Nukus, Uzbekistan)**  
**Physical department, Baku State University (Baku, Azerbaijan)**  
**Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences (Brno, Czech Republic)**

**МАТЕРІАЛИ**  
**VII МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ**

**СТРУКТУРНА РЕЛАКСАЦІЯ У ТВЕРДИХ ТІЛАХ**

**MATERIALS of**  
**VII INTERNATIONAL SCIENTIFIC - PRACTICAL CONFERENCE**  
**STRUCTURAL RELAXATION IN SOLIDS**

**25 - 27 травня, 2021 рік, Вінниця, Україна**  
**May 25 - 27, 2021 Vinnitsia, Ukraine**

Структурна релаксація у твердих тілах: матеріали VII Міжнародної науково-практичної конференції [25-27 травня 2021 р., Вінниця] / ред. : Є. Ф. Венгер, П. П. Паль-Валь, О. В. Мозговий. – Вінниця: ТОВ «ТВОРИ», 2021. – 118 с.

Рекомендовано до друку вченою радою Вінницького державного педагогічного університету імені Михайла Коцюбинського (протокол від 19 травня 2021 року № 13)

### Редакційна колегія:

Бобир М. І. - д.т.н, професор (Київ, Україна)

Бочечка О. О. – д.т.н., с.н.с. (Київ, Україна)

Венгер Є.Ф. - член-кор. НАН України, д.ф.-м.н., професор (Київ, Україна)

Джафаров Т. Д.- член-кор. НАН Азербайджана, д.ф.-м.н., проф. (Азербайджан)

Думенко В. П. - к.т.н. (Вінниця, Україна)

Заболотний В. Ф.- д.п.н., професор (Вінниця, Україна)

Ісмаїлов К. А. - д.ф.-м.н., професор (Нукус, Узбекистан)

Касіяненко В.Х.- д.ф.-м.н., професор, Україна

Матохнюк Л.Є.- к.т.н., с.н.с. (Київ, Україна)

Мельничук О.В. - д.ф.-м.н., професор, Україна

Мозговий О. В. - к.т.н., доцент (Вінниця, Україна)

Нацик В.Д.- д.ф.-м.н, професор (Харків, Україна)

Остаповець А. – доктор філософії (Брно, Чеська Республіка)

Паль-Валь П. П.- д.ф.-м.н. (Харків, Україна)

Подольчук С.В., к.ф.-м.н., доцент (Вінниця, Україна)

Поліщук Л.К. - д.т.н, професор (Вінниця, Україна)

Січкач Т. Г.- к.ф.-м.н., доцент, (Київ, Україна)

Соколенко В.І. - д.ф.-м.н. (Харків, Україна)

Тагаєв М. Б.- д.т.н., професор, (Нукус, Узбекистан)

Татаренко В. А.- д.ф.-м.н., член-кор. НАН України (Київ, Україна)

Тітов В.А.- д.т.н., професор (Київ, Україна)

Черниш Л.В.- к.ф.-м.н., доцент (Ватерло, Канада)

Шарагов В.А.- д.х.н, к.т.н. (Бельци, Республіка Молдова)

Шут М. І.- Академік НАПН України, д.ф.-м.н., професор (Київ, Україна)

### Editorial board:

M. Bobur Kyiv (Ukraine)

O. Bochekha Kyiv (Ukraine)

L. Chernysh Waterloo (Canada)

V. Dumenko Vinnytsia (Ukraine)

T. Dzhaфарov Baku (Azerbaijan)

K. Ismailov Nukus (Uzbekistan)

V. Kasiyanenko Vinnytsia (Ukraine)

L. Matohnyuk Kyiv (Ukraine)

O. Melnychuk Nizhyn (Ukraine)

O. Mozghovyi Vinnytsia (Ukraine)

V. Natsik Kharkiv (Ukraine)

A. Ostapovec Brno (Czech Republic)

P. Pal-Val Kharkiv (Ukraine)

S. Podoljanchuk Kyiv (Ukraine)

L. Polishchuk Vinnytsia (Ukraine)

T. Sichkar Kyiv (Ukraine)

V. Sharagov Balti (Moldova)

M. Shut Kyiv (Ukraine)

V. Sokolenko Kharkiv (Ukraine)

M. Tagaev Nukus (Uzbekistan)

V. Tatarenko Kyiv (Ukraine)

V. Titov Kyiv (Ukraine)

E. Venger Kyiv (Ukraine)

V. Zabolotnyj Vinnytsia (Ukraine)

Відповідальний за випуск О.В.Мозговий

Комп'ютерна верстка В.П. Думенко

## СЕКЦІЯ 1. РЕЛАСКАЦІЙНІ ЯВИЩА У МЕТАЛАХ І СПЛАВАХ

### THERMOACTIVATED DISLOCATION MOTION IN PURE Mg: DATA OF THE LOW-TEMPERATURE ACOUSTIC EXPERIMENT

**P.P. Pal-Val<sup>1\*</sup>, O.M. Vatazhuk<sup>1</sup>, A.A. Ostapovets<sup>2</sup>, L. Král<sup>2</sup>, J. Pinc<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>B.Verkin Institute for Low-Temperature Physics & Engineering, National Academy of Sciences of Ukraine, Kharkov, Ukraine

<sup>2</sup>Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

<sup>3</sup>Institute of Physics, Czech Academy of Sciences, Prague, Czech Republic

\*palval@ilt.kharkov.ua

**Abstract.** *In the temperature range 51 - 310 K, the temperature and amplitude dependences of the acoustic properties of fine-grained commercial grade magnesium polycrystals subjected to severe plastic deformation have been studied. It is shown that the data of studies of low-temperature acoustic properties testify in favor of the "frictional" model of amplitude-dependent internal friction caused by the thermally activated motion of dislocation segments in magnesium.*

**Keywords:** acoustic spectroscopy, dislocation dynamics, low temperatures, plastic deformation, magnesium.

It is well known that the mobility of dislocations in crystals at low and moderately low temperatures is largely determined by the processes of thermally activated overcoming by dislocations potential barriers of different nature, in particular, local pinning centers (impurity atoms, vacancies, precipitates) and periodical Peierls potentials of the 1st and 2nd order [1]. Experimental study of the thermoactivated dislocation motion is therefore one of the most important tasks of strength and plasticity physics. Of particular interest, these studies are due to the possibility of changing the mechanisms that control the dislocation movement, especially in the low temperature range. Studying the parameters of dislocation motion via the experiments on the individual dislocation mobility, active loading the crystals, creep, stress relaxation do not provide sufficient accuracy to identify the fine details of the interaction between dislocations and pinning centers due to possible irreversible changes in the dislocation structure of samples. Acoustic spectroscopy methods, on the contrary, make it possible to study the same processes in a wide range of temperatures and stresses more precisely and in a non-destructive manner.

In this work, acoustical properties of two sets of pure Mg (99.95%) samples were investigated both in amplitude independent and amplitude dependent ranges. The samples of the first type were rolled at room temperature up to 20% of total plastic deformation value. The samples of the second type were obtained by the warm extrusion at 300°C with extrusion ratio 10:1 and deformation rate 5 mm/s. The structures of samples were characterized by EBSD technique using the Tescan LYRA 3 XMU FEG/SEMxFIB electron microscope equipped with EBSD detector Nordlys Nano by Oxford Instruments. Rolled samples were characterized by the extremely inhomogeneous distribution of grain sizes. Along with a large number of small grains (~ 10 μm or less), the samples contained a significant number of large grains (~ 200 μm or more), which, besides, were elongated along the rolling direction with the ratio of longitudinal and transverse dimensions up to 3:1. The extruded samples had a finer-grained structure with a more uniform distribution of grain sizes and a higher degree of their equiaxiality. Average grain sizes in rolled and extruded samples were 49 μm and 15 μm, respectively. The samples have had strong crystallographic textures that can be characterized by the basal planes aligned with the rolling or extrusion directions.

Investigations of the acoustic properties of Mg in the frequency range 50 - 350 kHz were performed by the two-component composite vibrator technique. Longitudinal standing waves were excited in the samples by piezoelectric quartz transducers [2]. Measurements of the logarithmic

decrement  $\delta$  and the dynamic Young's modulus  $E$  were carried out at the resonant frequencies of the composite vibrators. Measurements were made in the temperature range 50.5 - 310 K.

The amplitude dependences of the logarithmic decrement  $\delta_H(\varepsilon_0)$  (without background absorption) and of the relative change of the dynamic Young's modulus  $(\Delta E/E)_H(\varepsilon_0)$  measured at different temperatures in the extruded Mg samples are shown in Fig.1. When increasing temperature from 50.5 K to 250 K, the critical amplitude  $\varepsilon_{0c}$  of the amplitude dependences onset decreases monotonically. After that,  $\varepsilon_{0c}$  stopped or even shifted towards higher amplitudes, i.e., a non-monotonic changes in  $\varepsilon_{0c}(T)$  are observed. Qualitatively, the same behavior of  $\varepsilon_{0c}(T)$  is observed for the rolled samples, but the anomalous changes are observed near 180 K as opposed to 250 K for extruded samples.

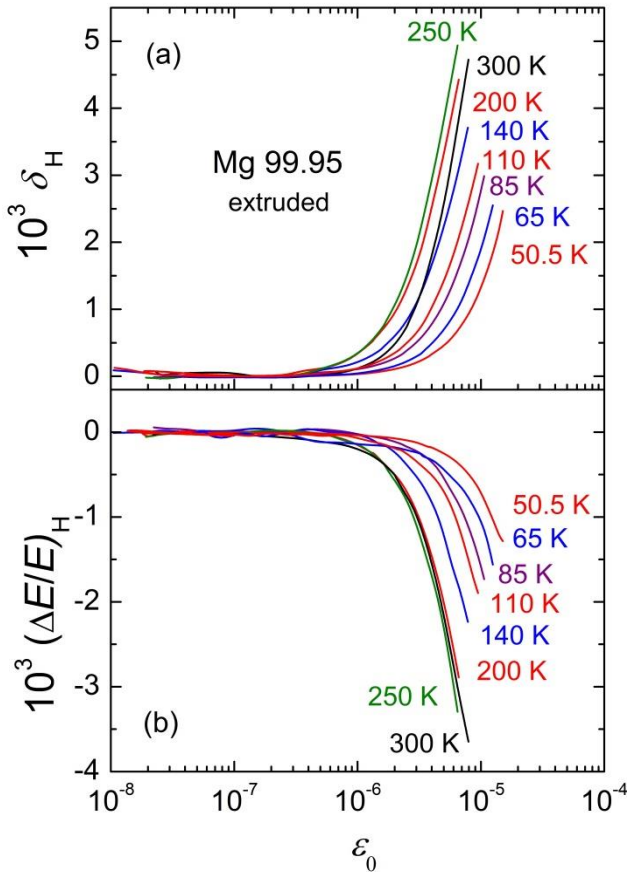


Fig. 1.

At present, the complete microscopic picture and the corresponding theoretical description of nonlinear dislocation acoustic effects are still far from completion, despite the efforts of a large number of researchers and the seeming simplicity of the phenomenon. In the initial approximation, verification of the adequacy of one or another theory of amplitude-dependent dislocation losses and changes in the elastic modulus can be carried out by comparing the functional form of the measured amplitude dependences with the dependences  $\delta_H(\varepsilon_0)$  given by these theories. An analysis of the dependences  $\delta_H(\varepsilon_0)$  obtained in this work shows that they are best described by power functions.

In Fig. 2 results for extruded samples are presented in double logarithmic coordinates. It is seen that the experimental points fit fairly well into straight lines corresponding to the dependences  $\ln(\delta_H) \sim n \ln(\varepsilon_0)$ . The amplitude dependences of the corresponding module defect behave in a similar way. The similar behavior of the dependences  $\delta_H(\varepsilon_0)$  and  $\Delta E/E(\varepsilon_0)$  was also recorded in the rolled samples. It should be noted that in some cases the linearization of the experimental curves in the coordinates  $\ln(\delta_H) \sim n \ln(\varepsilon_0)$  was not successful. In the rolled samples, the deviation from linearity was observed at high vibration amplitudes practically in the entire investigated temperature range.

The most probable reason for the dependence of the logarithmic decrement and the dynamic elastic modulus on  $\varepsilon_0$  is the nonlinear effects associated with the motion of dislocations through local potential barriers created by point defects in crystals (interstitial and substitutional impurities and their clusters, intrinsic interstitial atoms, vacancies, etc.). Analysis of the obtained results shows that at low enough temperatures the experimental data may be described within the Indenbom-Chernov theory of the thermally activated dislocation hysteresis [3]. The agreement of the theory with experiment made it possible to determine the main quantitative characteristics of the process of overcoming pinning centers by dislocations: activation energy, energy of the binding of dislocations with pinning centers, activation volumes. The data obtained at temperatures higher than 250 K for the extruded samples and 180 K for the rolled samples may confirm change of the microscopic mechanism that governs the dislocation motion in the deformed magnesium at these temperatures.

In extruded samples, nonlinear behavior was revealed at temperatures above 250 K (see curves 250 K and 300 K in Fig. 2). Thus in the indicated ranges of amplitudes and temperatures, the dependences  $\delta_H(\varepsilon_0)$  and  $\Delta E/E(\varepsilon_0)$  are not power functions of the deformation amplitude.

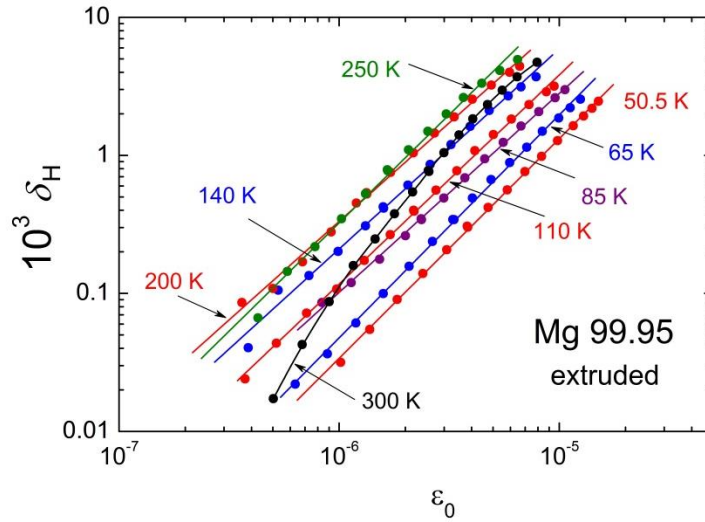


Fig. 2.

There exist two generalized models of dislocation hysteresis, which lead to the amplitude dependence of internal friction. The first is the string model of Granato and Lücker [4], according to which a dislocation overcomes the same series of point defects during each half-period of oscillations. Following Asano [5], theories based on this model are called "breakaway" theories. In other theories of dislocation hysteresis, the phenomenologically introduced force of "dry" friction was used as an obstacle to the motion of a dislocation. These theories are called "friction" theories. They are based on the assumption that a dislocation overcomes not one, but many rows of point defects, as well as long-range internal stresses. Both types of theories predict not only an increase in damping with increasing amplitude, but also a decrease in elastic modulus. Proportionality between the amplitude-dependent decrement and the amplitude-dependent elastic modulus defect has been observed experimentally for a large number of different single crystals and polycrystals. The ratio of the amplitude-dependent part of the decrement to the corresponding value of the modulus defect  $r = \delta_H/(\Delta E/E)_H$  is another parameter that makes it possible to draw certain conclusions regarding the adequacy of a particular theory to real dislocation processes in the amplitude-dependent region of sound absorption. It was shown that the value of  $r$  can be evidence in favor of one or another mechanism of dislocation hysteresis. A detailed analysis of the available experimental and theoretical results with respect to the value of  $r$  is given in [6].

Table below shows the values of  $n$  and  $r$  obtained in this work for both series of samples.

$T, K$	Rolled samples			Extruded samples		
	$\bar{r}$	$n$		$\bar{r}$	$n$	
		$\delta_H$	$(\Delta E/E)_H$		$\delta_H$	$(\Delta E/E)_H$
50.5	-	-	-	1.84	1.59	1.37
65	-	-	-	1.68	1.62	1.29
85	1.52	1.22	1.11	1.82	1.44	1.68
110	-	-	-	1.83	1.51	1.44
140	1.66	1.20	1.15	1.92	1.45	1.65
200	1.62	1.16	1.17	1.77	1.43	1.55
250	1.37	1.09	1.27	1.74	1.57	1.68
300	0.83	1.39	1.45	1.50	1.72	1.88

It was shown in [6] that in the case of power-law dependences of the amplitude-dependent part of the decrement and the corresponding defect of the modulus on the amplitude, their ratio  $r$  should be a function of only the exponent  $n$ . In our case, for rolled samples we have  $n = 1.22$ , and for extruded samples,  $n = 1.56$ . The mean  $\bar{r}$  values obtained from the experiment ( $\bar{r} = 1.54$  for rolled samples and  $\bar{r} = 1.76$  for extruded ones) are in good agreement with calculated in the framework of "frictional" model [6] values  $r = 1.52$  (for rolled samples) and  $r = 1.75$  (for extruded samples). Such agreement between experimental data and theory may testify in favor of a generalized frictional model [5,6]. The mechanism of thermally activated overcoming by dislocations the potential Peierls relief of the 1st and 2nd order can be considered as a possible mechanism of dislocation hysteresis friction.

On the other hand, the behavior of the amplitude dependences of the logarithmic decrement and the modulus defect in the studied range of temperatures and vibration amplitudes does not contradict the conclusions of theory [3]: when changing the temperature, the amplitude dependences in semilogarithmic coordinates shift almost parallel to themselves. Further studies are required to make the final choice between the "breakaway" and "frictional" theories of acoustic dislocation hysteresis.

In the amplitude independent region, the temperature dependences of the dynamic Young's modulus were measured. In samples of both sets, with an increase in temperature in the range 51 - 310 K, the dynamic Young's modulus monotonically decreased by a total value of  $\sim 10\%$ , and its temperature dependence  $E(T)$  did not have any noticeable deviations from the regularities that can be described on the basis of classical concepts of the effect of thermal motion on the elastic properties of crystals [7]. It should be noted that the Young's modulus in the extruded samples in the entire investigated temperature range was almost 5% higher than in the rolled samples. The observed quasi-static increase in Young's modulus by 5% as a result of extrusion may be due to a change in the parameters of the grain structure of the samples, in particular, due to the formation of a deformation texture [8]. Dynamic effects associated, for example, with thermally activated dynamic relaxation of defect structure elements [1,9] in the temperature range studied in deformed magnesium polycrystals were not detected.

## References

1. V.D. Natsik, P.P. Pal-Val, Mater. Sci. & Eng. **A164**, 312 (1993).
2. V.D. Natsik, P.P. Pal-Val, S.N. Smirnov, Acoust. Phys. **44**, 553 (1998).
3. V.L. Indenbom, V.M. Chernov, Phys. Stat. Sol. (a) **14**, 347 (1972).
4. A.V. Granato, K. Lücke, J. Appl. Phys. **52**, 7136 (1981).
5. S. Asano, J. Phys. Soc. Japan **29**, 952 (1970).
6. A.B. Lebedev, Phil. Mag. **A 74**, 137 (1996).
7. Y.P. Varshni, Phys. Rev. **B2**, 3952 (1970).
8. P.P. Pal-Val, Yu.N. Loginov, S.L. Demakov, et al., Mater. Sci. & Eng. A **618**, 9 (2014).
9. P.P. Pal-Val, L.N. Pal-Val, A.P. Rybalko, E.N. Vatazhuk, Adv. Mater. Sci. Eng. **2018**, 4170187(1-12) (2018).

## ТЕРМОАКТИВИРОВАННОЕ ДВИЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В ЧИСТОМ Mg: ДАННЫЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО АКУСТИЧЕСКОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

**П.П. Паль-Валь, О.М. Ватажук**

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ Украины,  
пр. Науки 47, 61101 Харьков, Украина

A.A. Ostapovets, L. Král

Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic  
J. Pinc

Institute of Physics, Czech Academy of Sciences, Prague, Czech Republic

**Аннотация.** В области температур 51 – 310 К изучены температурные и амплитудные зависимости акустических свойств мелкозернистых поликристаллов магния технической чистоты, подвергнутых интенсивной пластической деформации. Показано, что данные исследования низкотемпературных акустических свойств свидетельствуют в пользу "фрикционной" модели амплитудно зависящего внутреннего трения, обусловленного термоактивированным движением дислокационных сегментов в магнии.

**Ключевые слова:** акустическая спектроскопия, динамика дислокаций, низкие температуры, пластическая деформация, магний.

## ON THE DYNAMICS OF TWINNING IN MAGNESIUM MICROPILLARS

**Kristián Máthis<sup>1\*</sup>, Michal Knapek<sup>1,2</sup>, Filip Šiška<sup>3</sup>, Petr Hrcuba<sup>1</sup>, Dávid Ugi<sup>4</sup>, Péter Dusán Ispánovity<sup>4</sup>, István Groma<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>Charles University, Faculty of Mathematics and Physics, Department of Physics of Materials, Ke Karlovu 5, 12116 Prague 2, Czech Republic

<sup>2</sup>Nuclear Physics Institute of the Czech Academy of Sciences, Husinec – Řež 130, 25068 Řež, Czech Republic

<sup>3</sup>Institute of Physics of Materials of the Czech Academy of Sciences, CEITEC-IPM, Žitkova 22, 61600 Brno, Czech Republic

<sup>4</sup>Loránd Eötvös University, Department of Materials Physics, Pázmány Péter sétány 1/a., 1117 Budapest, Hungary

\* mathis@met.mff.cuni.cz

**Abstract.** A rare blend of combination of in-situ scanning electron microscopy (SEM) and acoustic emission (AE) technique has been employed for study the deformation behavior of Mg micropillars. The combination of these two techniques enables to study the underlying physical processes with exceptional spatiotemporal resolution. It is shown that the stress drops on the deformation curves caused by size-effect are in perfect correlation with the acoustic emission events. The internal dynamics of the twinning is discussed in detail using statistical analysis of the AE data and processing of SEM images.

**Keywords:** magnesium; micropillar; compression; acoustic emission; twinning; finite element modeling; scanning electron microscopy.

## ПРО ДИНАМІКУ ДВІЙНИКУВАННЯ В МІКРОПІЛЛАРАХ МАГНІЮ

**Анотація.** Рідкісне поєднання in-situ спостережень за допомогою методів скануючої електронної мікроскопії (SEM) та акустичної емісії (АЕ) було застосоване для вивчення деформаційної поведінки Mg мікропіларів. Поєднання цих двох методів дозволяє вивчати основні фізичні процеси з винятковою просторово-часовою роздільною здатністю. Показано, що перепади напружень на кривих деформації, спричинені розмірним ефектом, повністю відповідають подіям акустичної емісії. Внутрішня динаміка двійникування детально обговорюється із використанням статистичного аналізу даних АЕ та обробки зображень SEM.

**Ключові слова:** магній; мікропілар; стиснення; акустична емісія; двійникування; метод скінчених елементів; скануюча електронна мікроскопія.

## ON THE MECHANISM OF TWINNING IN BODY-CENTERED CUBIC METALS

**J\*. Holzer, R. Gröger, Z. Chlup, T. Kruml**

Institute of Physics of Materials and CEITEC IPM, Czech Academy of Sciences Žitkova 22, 61600 Brno, Czech Republic

\*holzer@ipm.cz

**Keywords:** BCC metals, twinning, simulation, experiment

The plastic deformation of most body-centered cubic (bcc) metals is governed by the motion of  $1/2\langle 111 \rangle$  screw dislocations whose cores are spread on three  $\{110\}$  planes in the zone of the slip direction. These materials exhibit strong tension-compression asymmetry, which was originally attributed to the twinning-antitwinning asymmetry of the critical resolved shear stress (CRSS) acting in the maximum resolved shear stress plane (MRSSP). A number of experiments, atomistic simulations and density functional theory studies carried out in the past show that the CRSS is the smaller when shearing the nearest  $\{112\}$  plane in the twinning sense, whereas it is higher when shearing this plane in the antitwinning sense. Here, the terms twinning and antitwinning sense refer to two opposite directions of the applied shear parallel to the  $\langle 111 \rangle$  direction. Besides dislocation glide, some bcc metals, in particular under dynamical conditions, undergo deformation twinning on  $\{112\}$  planes in  $\langle 111 \rangle$  directions. According to the model of (Sleeswyk & Helle, 1963), this may take place by dissociation of  $1/2\langle 111 \rangle$  dislocations to three fractional  $1/6\langle 111 \rangle$  dislocations located on three adjacent  $\{112\}$  planes. It is commonly argued that this twin is formed by shearing the parent (ideal) crystal in the twinning sense in the  $\{112\}$  plane parallel to the  $\langle 111 \rangle$  direction, whereas the opposite  $\langle -1-1-1 \rangle$  shear arguably does not lead to a twinned structure.

The objective of this talk is to demonstrate that this line of reasoning is not correct and, in some bcc metals, twins can be formed on both  $\{112\}$  planes, sheared in the twinning as well as antitwinning sense. We first summarize the experimental observations of twinning in bcc metals with a particular emphasis on the metals, where misoriented lamellae were observed also on the  $\{112\}$  planes sheared in the antitwinning sense. These observations are reconciled using the Nudged Elastic Band calculations utilizing the recently constructed Bond Order Potentials for all bcc metals, which give the profiles of the energy barrier to uniformly shear the ideal crystal. Traversing these barriers in the twinning and in the antitwinning sense provide estimates of the critical stresses to nucleate the stable three-layer stacking fault representing a twin. The ratio of the critical shear stress in the antitwinning sense to the twinning sense is the lowest for VB metals, higher for VIB metals and very high for  $\alpha$ -Fe. These predictions agree well with the electron backscatter diffraction studies of V (Gröger *et al.*, 2018), Nb (Boucher & Christian, 1972; Gröger *et al.*, 2019) and Cr (Holzer *et al.*, 2021), which show the presence of thin misoriented lamellae parallel to the traces of  $\{112\}$  planes sheared in the antitwinning sense. They also explain the presence of similar domains in nanoscale W made by Wang *et al.* (Wang *et al.*, 2020). However, unlike their conclusions, we argue that the observed lamella constitute regular twins albeit on  $\{112\}$  planes sheared in the antitwinning sense. Similar studies on  $\alpha$ -Fe (Aono *et al.*, 1981, Holzer *et al.* *in progress*) do not show the presence of these lamella, which is again reconciled by large relative critical stress to shear the crystal in the antitwinning sense.

## References

1. Aono, Y., Kuramoto, E. & Kitajima, K. (1981). *Rep. Res. Inst. Appl. Mech.* **29**, 127–189.
2. Boucher, N. A. & Christian, J. W. (1972). *Acta Metall.* **20**, 581–591.
3. Gröger, R., Chlup, Z. & Kuběnová, T. (2018). *Mater. Sci. Eng. A.* **737**, 413–421.
4. Gröger, R., Chlup, Z., Kuběnová, T. & Kuběna, I. (2019). *J. Mater. Res.* **34**, 261–270.
5. Holzer, J., Chlup, Z., Kruml, T. & Gröger, R. (2021). *Int. J. Plast.* **138**, 102938.
6. Sleeswyk, A. W. & Helle, J. N. (1963). *Acta Metall.* **11**, 187–194.
7. Wang, X., Wang, J., He, Y., Wang, C., Zhong, L. & Mao, S. X. (2020). *Nat. Commun.* **11**, 2497.

## О МЕХАНИЗМЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ В ОЦК МЕТАЛЛАХ

Я. Голцер\*, Р. Грэгэр, З. Хлуп, Т. Крумл

Институт Физики Материалов и ЦЕИТЕХ ИФМ, Чешской Академии Наук, Жижкова 22,  
61600 Брно, Чехия, \*holzer@ipm.cz

**Ключевые слова:** ОЦК металлы, двойникование, моделирование, эксперимент.



## TWIN BOUNDARIES IN BCC METALS AND THEIR INTERACTION WITH CRYSTAL DISLOCATIONS

N. Kvashin\*, A. Serra, N. Anento

Universitat Politècnica de Catalunya, 08034, Barcelona, Spain

\*[nikolai.kvashin@upc.edu](mailto:nikolai.kvashin@upc.edu)

**Abstract.** *Twins play an important role in metals with bcc structure, as their nucleation allows accommodation of plastic deformation in the system. The two modes in bcc structures are (112) and its conjugate (332). There is a mechanism of nucleation a (112) twin at a (332) grain boundary (GB) with the core at the site of the reaction with a crystal dislocation. When reacting with the (112) coherent boundary of the twin, crystal dislocations are transformed into GB defects that facilitate the motion of the GB interface leading to growth or shrinkage of a twin. The dislocations can be also transmitted through or reflected from the twin boundary, which allows efficient accommodation of plastic deformation.*

**Keywords:** Grain boundary - dislocation interaction, Twinning, Dislocation pileup, Grain boundary migration.

The mechanical properties of structural materials, which are naturally polycrystalline, is defined by a number of physical processes that take place at different time and space scales. On several of those processes, bulk dislocations and grain boundaries play a relevant role. The plastic deformation in these materials, namely metals, is mainly due to the mobility of dislocations, therefore the interaction of these defects with other preexisting defects like GBs is a key factor to explain the evolution of the properties over the time.

It has been experimentally observed that degradation in the mechanical properties of Ferritic-Martensitic steels in service is connected with the formation of slip-bands, regions free of defect where dislocation glide occurs. Propagation of slip-bands through grain boundaries increases material heterogeneity, leading to premature failure and detrimental loss of ductility. There are many possible types of GBs and the behavior of one specific GB interacting with dislocations cannot be anticipated and consequently must be analyzed individually. This is the main goal of this work: to study interaction between several GBs and crystal dislocations in order to analyze the reactions that take place. Macroscopically, these reactions are classified as absorption, transmission or reflection of dislocations.

The sustainability and capacity of macroscopic deformation by polycrystalline metals and metallic alloys is controlled by the propagation of dislocation-mediated slip through grains. The interaction results in the transformation of the crystal dislocation into GB dislocations. The {332} tilt GB absorbs the crystal dislocations, neither the transmission nor reflection of dislocations was observed. The reaction product at the GB is determined by the crystallography of the GB and the features of the crystal dislocations involved, specifically, the orientation of the Burgers vector ( $B_v$ ) and the glide plane of the dislocation. In general, the decomposition results in the formation of a sessile GB dislocation (GBD) with a riser that facets the GB and several elementary disconnections that glide away.

Pristine {332}<110> GBs move conservatively under a shear stress by the creation and glide of disconnections. If the GB interacts with crystal dislocations, there is a creation of GBDs. The behaviors of GBDs under shear stress depends on the orientation of the Burgers vector and sense of shear stress. There are two possible scenarios: a) the GBD moves together with the GB in a compensated climb, then plastic deformation is accommodated by shear-coupled GB migration; b) the GBD is sessile because it cannot undergo a compensated climb when interacting with the disconnections. If so, the sessile GBD is the nucleus of a {112} twin. The nucleation of the twin is produced by the pileup of disconnections at both sides of the GBD. Then, plastic deformation is

accommodated by the combination of the motion of the  $\{332\}$  GB and the growth of  $\{112\}$  twins inside the grain.

Tilt  $\{112\}$  GBs in bcc metals also perform shear-coupled grain boundary migration by the creation and glide of disconnections. Disconnection dipoles may be created at the pristine GB at high stresses or may be generated at the core of a GB dislocation that acts as a source of disconnections. We describe the mechanism that allows the source of disconnections to move conservatively with the GB. The GBD is created, for instance, during the absorption of a crystal dislocation by the  $\{112\}$  grain boundary. The presence of these grain boundary dislocations facilitates the conservative displacement of both, the pristine and the vicinal GBs. The creation of disconnections is the key for the absorption of edge and screw dislocations by the GB and the drag of mixed dislocations by the GB during its migration. These conservative processes are efficient ways to accommodate plastic deformation by the growth and shrink of  $\{112\}$  twins, and shear-coupled motion of the  $\{112\}$  GB and its vicinal GBs.

In order to have other reactions between the twin boundary (TB) and dislocations we must allow interaction between the disconnections and the formed GBD. For this it is necessary for disconnection pair to be created at some distance from the GBD, so that there should appear another stress concentrator besides the GBD. We can achieve it by launching a pileup of crystal dislocations at the GB. This leads to other possible reactions aside from GB migration.

If the second dislocation is close enough to the GBD, its stress fields affects the interface allowing creation of dipoles on it. Under the stress field of the second dislocation of the pileup, a dipole of disconnections is created at the GB near the GBD. Then, two reactions are possible, depending at which side of the GBD the dipole is created. If the dipole is created on the left of the GBD, then the GB together with the dislocation moves down by one plane. Thus, there is migration of the GB. If the dipole is created on the right side of the GBD, then the disconnection that approaches the GBD is stepping the interface down, and the outcome of the reaction is the crystal dislocation of the opposite grain. The dislocation has changed the orientation of the Bv and it can glide in the lower crystal, i.e., the dislocation has been transmitted to the lower crystal. The other disconnection has glided away along the GB and the second dislocation of the pileup encounters a 'clean' GB and it is absorbed like it was the first dislocation.

There is a possibility of reflection, but in order to have such reaction two disconnection must be absorbed by the GBD at the same time, or the second one before re-emission of the first absorbed. Such reaction is not really likely, because it needs very high local stress concentration. In other words, the conditions for the reflection reaction are: the following dislocation is really close to the GBD and there is no room to accommodate emitted disconnections. If the conditions are met, there is formed a crystal edge dislocation of the initial grain with the Bv of  $\langle 001 \rangle$  type. This dislocation is detached from the interface and glide into the same grain.

## References

- 1.N. Kvashin, A. Ostapovets, N. Anento and A. Serra, On the migration of  $\{332\}\langle 110 \rangle$  tilt grain boundary in bcc metals and further nucleation of  $\{112\}$  twin, *Comput. Mater. Sci.* **196**,110509 (2021).
- 2.N. Kvashin, N. Anento, D. Terentyev, A. Bakaev and A. Serra, Interaction of a dislocation pileup with  $\{332\}$  tilt grain boundary in bcc metals studied by MD simulations, *Phys. Rev. Mat.* **5**, 013605 (2021).
- 3.N. Kvashin, P.L. García-Müller, N. Anento and A. Serra, Atomic processes of shear-coupled migration in  $\{112\}$  twins and vicinal grain boundaries in bcc-Fe, *Phys. Rev. Mat.* **4**, 073604 (2020).

## GRAIN BOUNDARY PLASTIC MECHANISMS IN POLYCRYSTALS – FOCUS ON SHEAR COUPLED GRAIN BOUNDARY MIGRATION

**R. Gautier<sup>1,2\*</sup>, C. Coupeau<sup>2</sup>, M. Legros<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>CEMES-CNRS, Toulouse, France

<sup>2</sup>Institut Pprime-CNRS, Chasseneuil du Poitou, France

\*[romain.gautier@cemes.fr](mailto:romain.gautier@cemes.fr)

**Keywords:** Shear coupled GB migration; ACOM; in-situ TEM; Plasticity

The Hall-Petch (HP) relationship establishes the proportional dependency of a metal's strength with the inverse of its grain size. This phenomenological law is usually well explained by the dislocation model, until the grain size becomes too small. In nanometer-scaled grains, usually devoid of dislocations the plastic models based on pile ups become unapplicable. On the contrary, the deviation from linearity of the HP law at the nm scale is explained by plastic mechanisms that are directly related to the grains boundaries.

Previous studies have reported and simulated several plastic deformation mechanisms such as grain rotation, grain sliding and shear-migration coupling [1] (Figure 1). Established models have also been proposed to predict shear-migration coupling [2], [5]. However, they have not yet been proven experimentally in polycrystals.

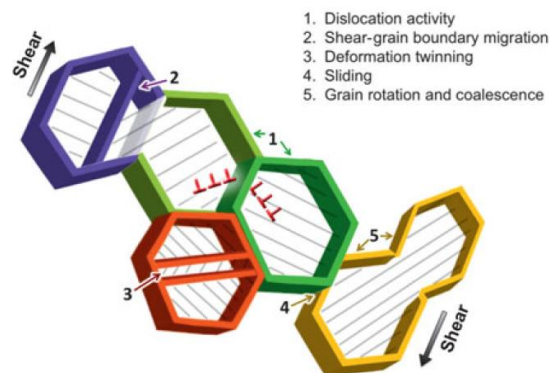


Figure 1: Schematic of various plastic mechanisms that can occur in polycrystals (from [1])

This study focuses on shear-migration coupling, which is a rather new topic in the field of plasticity [2], [3], [4]. To carry it out we use polycrystals of Aluminum, Copper and Nickel, with ultrafine grains. We aim to find experimental evidence of such mechanism and characterize it in order to correlate it with initial grain misorientation, habit plane, straining rate, chemical distribution, etc.

Transmission Electron Microscopy (TEM) analyses are combined with Automated Crystalline Orientation Mapping (ACOM-ASTAR) and in-situ straining experiments at room and high temperatures. Shear-coupled grain boundary migration has been successfully quantified several times with Digital Image Correlation and compared to existing simulations [2].

AFM experiments coupled with EBSD are also carried-out in order to identify grain boundaries and quantify the migration perpendicular to the surface of the samples.

### References

1. Yu, Q., M. Legros, et A.M. Minor. « In situ TEM nanomechanics ». *MRS Bulletin* 40, (2015): 62-70.

2.Cahn, John W., Yuri Mishin, et Akira Suzuki. « Coupling grain boundary motion to shear deformation ». *Acta Materialia* 54, no 19 (1 novembre 2006): 4953-75.

3.Gottstein, G., D.A. Molodov, L.S. Shvindlerman, D.J. Srolovitz, et M. Winning. « Grain Boundary Migration: Misorientation Dependence ». *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 5, no 1 (janvier 2001): 9-14.

4.Mompiou, F., D. Caillard, et M. Legros. « Grain boundary shear–migration coupling—I. In situ TEM straining experiments in Al polycrystals ». *Acta Materialia* 57, no 7 (1 avril 2009): 2198-2209.

5.Chen, Kongtao, Jian Han, Spencer L. Thomas, et David J. Srolovitz. « Grain boundary shear coupling is not a grain boundary property ». *Acta Materialia* 167 (1 avril 2019): 241-47.

## ЗЕРНОГРАНИЧНІ МЕХАНІЗМИ ПЛАСТИЧНОСТІ В ПОЛІКРИСТАЛАХ - ФОКУС НА МІГРАЦІЇ ГРАНИЦЬ ЗЕРЕН ЗЧЕПЛЕНОЮ ЗІ ЗСУВОМ

**Ключові слова:** міграція зчеплена зі зсувом; АСОМ; in-situ TEM; пластичність.

## THE MIGRATION OF $\{11\bar{2}6\}$ TWIN BOUNDARY IN Mg: AN ATOMISTIC STUDY

**R. Verma<sup>1,2\*</sup>, L. Král<sup>2</sup>, A. Ostapovets<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Central European Institute of Technology, Purkyňova 656/123 612 00 Brno, Czech Republic,

<sup>2</sup>Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Zizkova 513/22, 61600 Brno, Czech Republic

\*verma@ipm.cz

**Keywords:** Magnesium, twin boundary, interfaces , MD simulations

The understanding of deformation twinning in hexagonal close-packed metals can be important due to its substantial impact on mechanical properties. Mg relies heavily on twinning to accommodate deformation due to an insufficient number of active slip systems. The deformation twinning in magnesium is a complex phenomenon and is not still completely understood. An understanding of the atomic processes associated with twin growth is still lacking. The most common twinning mode in hcp metals takes place in  $\{11\bar{2}6\}$  planes [1] and this mode accommodates tensile deformation along with  $[0001]$  direction in Mg metals, some less common twinning modes such as  $\{11\bar{2}2\}$  and  $\{11\bar{2}6\}$  also observed in pure magnesium [2].

In this article, we highlight the atomic-level study of  $\{11\bar{2}6\}$  twin boundary which is observed in rolled magnesium (Mg) by TEM. The mechanism of migration of  $\{11\bar{2}6\}$  twin boundary was studied by molecular dynamics (MD) simulations using of embedded atom method (EAM) potential implemented in LAMMPS. The performed simulations provide insights into the understanding of twin growth under applied stress. Besides this, we demonstrate the formation of asymmetrical facets in  $\{11\bar{2}6\}$  twin boundary.

### References

1. Ostapovets A., Gröger R., *Modell. Simul. Mater. Sci. Eng.* **22** (2014) 025015.
2. Ostapovets A.; Bursik J., and Gröger R, *Phil. Mag.* **95** (2015) 4106.

## МИГРАЦИЯ $\{11\bar{2}6\}$ ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЫ В Mg: АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ

**Р. Вэрма<sup>1,2\*</sup>, Л. Крал<sup>2</sup>, А. Остаповец<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Центральноевропейский Технологический Институт, Пуркинёва 656/123,  
612 00 Брно, Чешская Республика

<sup>2</sup>Институт Физики Материалов Чешской Академии Наук, Жижкова 513/22, 61600 Брно,  
Чешская Республика  
\*verma@ipm.cz

**Ключевые слова:** магний, двойниковые границы, границы ,МД моделирование

## INTERACTION OF MIGRATING TWIN BOUNDARIES WITH OBSTACLES IN MAGNESIUM

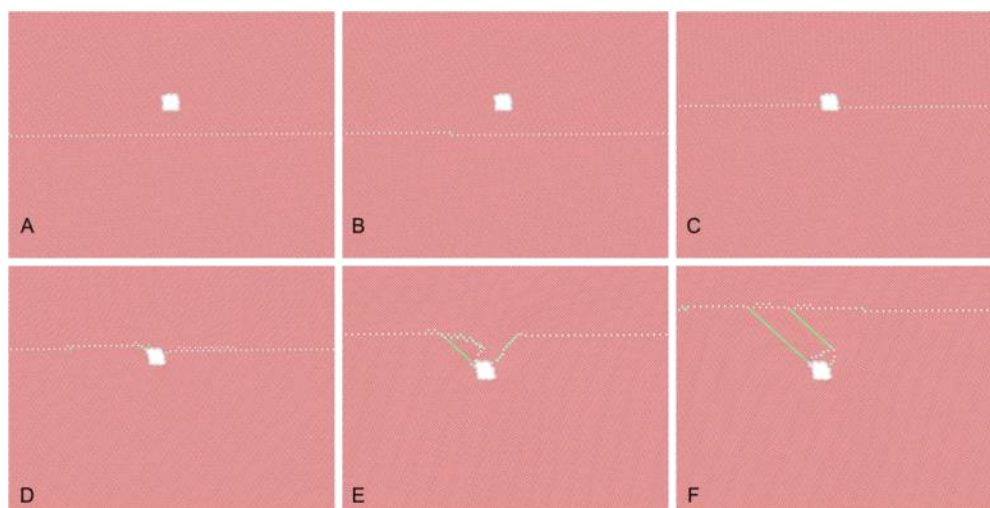
**A. Ostapovets<sup>1\*</sup>, K. Kushnir<sup>1</sup>, K. Mathis<sup>2</sup> and F. Šiška<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Zizkova 513/22, 61600 Brno, Czech Republic

<sup>2</sup>Department of Physics of Materials, Faculty of Mathematics and Physics, Charles University, Ke Karlovu 3, 12116 Prague 2, Czech Republic  
\*ostapov@ipm.cz

**Keywords:** magnesium, twinning, modeling, void, inclusion

Interaction of migrating  $\{10\bar{1}2\}$  twin boundary with obstacles was analyzed by atomistic and finite elements computer simulations of magnesium. Two types of obstacles were considered: one is non-shearable inclusion and another one is void (Fig.1) inside bulk material. It is shown that both types of obstacles inhibit twin growth and increased stress is necessary to engulf the obstacle in both cases. However, increase of critical resolved shear stress is higher for passage of twin boundary through row of voids than for interaction with non-shearable inclusion.



**Fig. 1.** Interaction of migrating twin boundary with void: (A) initial configuration; (B) migration of pre-existed disconnection along the boundary; (C) the boundary is blocked in the void; (D) nucleation of disconnection dipoles in the boundary and subsequent absorption of disconnections by void surface; (E) formation and migration of basal-prismatic interfaces; (F) detachment of the boundary from cavity with formation of two basal stacking faults. Projection of figure is in  $[1\bar{2}10]$  direction. The atoms in the boundary are colored in white and atoms in stacking faults are colored in green.

### References:

1. Ostapovets A, Kushnir K, Máthis K, Šiška F. *Metals* 11 (2021) 154

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ГРАНИЦ ДВОЙНИКОВ С ПРЕПЯТСТВИЯМИ В МАГНИИ В ПРОЦЕССЕ МИГРАЦИИ

**А. Остаповец<sup>1\*</sup>, К. Кушнир<sup>1</sup>, К. Матис<sup>2</sup> и Ф. Шишка<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Институт Физики Материалов Чешской Академии Наук, Жижкова 513/22, 61600 Брно, Чешская Республика

<sup>2</sup>Отдел Физики Материалов, Физико-Математический Факультет, Карлов Университет, Ке Карлову 3, 12116 Прага 2, Чешская Республика

\*ostapov@ipm.cz

**Ключевые слова:** магний, двойникование, моделирование, пора, включение

## ПРО ОСОБЛИВОСТІ РЕЛАКСАЦІЇ МЕХАНІЧНИХ НАПРУЖЕНЬ В ЧАСТКОВО АУКСЕТИЧНИХ МАТЕРІАЛАХ У ПРОЦЕСІ ЇХ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

**М. Д. Раранський, А. В. Олійнич-Лисюк, Р. Ю. Ташчук, О. Ю. Ташчук**

Чернівецький національний університет ім. Юрія Федьковича, Чернівці, Коцюбинського, 2, Україна, [tashchuk.roman@chnu.edu.ua](mailto:tashchuk.roman@chnu.edu.ua)

**Анотація.** В роботі представлені результати дослідження особливостей поведінки дефектів у частково-ауксетичних кристалах у звичайному і ауксетичному станах, і показано, що в умовах енергетичної або орієнтаційної заборони на їх рух у кристалічній ґратці деякі з них такі як дислокаційні кінки, домішки в дислокаційних атмосферах з високою ймовірністю можуть переміщатись ґраткою шляхом когерентного проникнення через потенціальні бар'єри.

**Ключові слова:** часткові ауксетики, тунелювання дислокаційних кінків, квантова дифузія домішок в дислокаційній атмосфері.

Здатність ауксетиків аномально деформуватись, нетипово реагувати на прикладене зовнішнє механічне поле, знайшла за останні кілька десятків років цілу низку практичних застосувань в різних галузях економіки, військової техніки, ракетобудування, медицини, побуту. Унікальні властивості цих матеріалів – відносно «недавнє» надбання людства. Початок їх інтенсивного використання і вивчення припадає на 90-і роки ХХ століття. За останні три десятиріччя вдалось накопити чимало теоретичного і експериментального матеріалу про властивості ауксетиків, особливості їх поведінки в різних силових полях [1-6]. Це стосується полімерних, композиційних, а також кристалічних ауксетиків, однак про особливість поведінки дефектів у таких речовинах відомо не так уже і багато [7 – 9].

В той же час широке використання ауксетичних матеріалів у сучасних новітніх технологіях вимагає досконального розуміння механізмів їх механічної деформації, особливо тих, що протікають в екстремальних умовах обмеженої релаксації механічних напружень та їх накопичення в матеріалах. Механізми деформації реальних ауксетиків на сьогодні далеко не вивчені, особливо за умов, коли на рух дефектів, через який реалізується їх пластична деформація, накладаються заборони (енергетичні або орієнтаційні) [8].

Дослідження, проведені у цьому напрямку, показали, що поведінка дефектів кристалічної будови в ауксетиках відрізняється від їх поведінки у звичайних кристалах [7,9]. Так, наприклад, в ауксетичному індії дислокаційні атмосфери на 10-15% розрідженіші, а поля напружень навколо крайових дислокацій у 4 рази слабші, ніж у звичайному Іп. Це дозволяє припускати, що в умовах значних механічних напружень і енергетичної або орієнтаційної неможливості їх руху в ґратці такі дефекти зможуть переміщатись когерентно, тобто шляхом тунелювання [10].



Так в [10] було показано, що в матеріалах, в яких рух дефектів обмежувався енергетично (наприклад, для дислокацій в Al при криогенних температурах – високими бар'єрами Пайерлса) можливий під бар'єрний рух (тунелювання) геометричних перегинів на дислокаціях, який дозволив автору пояснити аномальну пластичність алюмінію при криогенних температурах.

Для того, щоб підтвердити достовірність такого припущення необхідно оцінити ступінь «квантовості» ауксетичного кристала, розрахувавши параметр де Бура для частинок, що рухаються:

$$L \sim \frac{\left(\frac{h}{a}\right)}{\sqrt{mE}} \sim \left(\frac{a_0}{a}\right), \quad (1)$$

величина якого росте із зменшенням маси частинок  $m$ , що утворюють систему, та енергії їх взаємодії  $E$ . Ймовірність  $w$  під бар'єрного проникнення частинок масою  $m$  через потенціальний бар'єр росте зі збільшенням  $L$  за експоненціальним законом:

$$w \sim \exp\left(-\frac{1}{L}\right) \quad (2)$$

На сьогодні відомо не так уже і багато істинно квантових кристалів, в яких реалізується механізм підбар'єрної дифузії атомів. До них належать кристали гелію  ${}^4\text{He}$  ( $L \sim 0,4$ ), його ізоотопу  ${}^3\text{He}$  ( $L \sim 0,5$ ); молекулярного водню  $\text{H}_2$  ( $L \sim 0,3$ ); неону  $\text{Ne}$  ( $L \sim 0,1$ ).

Однак і в звичайних кристалах за певних критичних обставин: під дією напружень на межі міцності при обмеженні дифузійної активності атомів або при орієнтаційній забороні на їх рух (високі енергетичні бар'єри) точкові дефекти, а також перегини на дислокаціях (kinks) можуть рухатись як дефектони, шляхом тунелювання [10].

Метою цієї роботи було оцінити ступінь «квантовості» таких дефектних підсистем як дислокаційні кінки, атоми домішок в дислокаційних атмосферах в частково-ауксетичних матеріалах, для виявлення можливих механізмів релаксації механічних напружень в них.

Для досягнення поставленої мети:

А) визначили енергетичні характеристики основних типів дефектів у кристалах, які відповідають за релаксацію механічних напружень. Оцінили енергії бар'єрів Пайерлса (Peierls potential) для крайових дислокацій у частково-ауксетичних берилії, індії,  $\alpha$ -діоксиді кремнію, енергії зв'язку атомів домішок з дислокаціями

$$E_{\text{вз}} = \frac{1}{3} \Omega_0 \sigma_{zz}, \quad (3)$$

де  $\Omega_0 > 0$  для міжвузольних атомів – надлишковий об'єм, який створює атом домішки в кристалічній ґратці речовини розчинника,  $\sigma_{zz}$  – компонент тензора механічних напружень, що виникають поблизу крайової дислокації.

$$\sigma_{xx} = -\frac{Gb}{2\pi(1-\nu)} \frac{y(3x^2+y^2)}{(x^2+y^2)^2} \quad (4)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{Gb}{2\pi(1-\nu)} \frac{y(x^2-y^2)}{(x^2+y^2)^2} \quad (4)$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (6)$$

При значенні коефіцієнта Пуассона для Ве в районі 300К  $\nu = 0,03$ , поле напружень навколо крайової дислокації (чи її компонента) буде мало відрізнятись від напруження для гвинтової дислокації:

$$\sigma_{zz} = \nu \frac{Gb}{2\pi(1-\nu)} \left( -\frac{y(3x^2+y^2)}{(x^2+y^2)^2} + \frac{y(x^2-y^2)}{(x^2+y^2)^2} \right) = \nu \frac{Gb}{\pi(1-\nu)} \frac{y(x^2-y^2)}{(x^2+y^2)^2} \quad (7)$$

Підставивши (6) в (7) оцінили енергію взаємодії атома карбону з крайовою дислокацією у Ве:  $E_{\text{вз}} = 1,4 \cdot 10^{-23}$  Дж.

Б) розрахували швидкості руху цих дефектів у звичайних та ауксетичних напрямках у частково-ауксетичних кристалах індію, берилію, діоксиду кремнію;

В) оцінили параметри де Бура  $L$  і ймовірність  $w$  під бар'єрного проникнення цих дефектів через потенціальні бар'єри.

Так, для атомів карбону в дислокаційній атмосфері в кристалах Ве.

$$L \sim \frac{\hbar}{a\sqrt{mE_{\text{ЗБ}}}} = \frac{6.62 \cdot 10^{-34} \text{ Дж}\cdot\text{с}}{3.584 \cdot 10^{-9} \text{ м} \sqrt{12 \cdot 1.67 \cdot 10^{-27} \cdot 1.4 \cdot 10^{-28}}} = 0,349. \quad (8)$$

Як бачимо, параметр де Бюра вказує на значну ймовірність вмикання квантової дифузії атомів карбону, які знаходяться поблизу дислокацій у кристалічних ґратах берилію. Отримані результати дозволяють пояснити механізм раніше отриманих осциляцій на часових залежностях поглинання пружної енергії  $Q^{-1}(t)$  і  $f^2(t) \sim G_{ef}$  (рис.1).

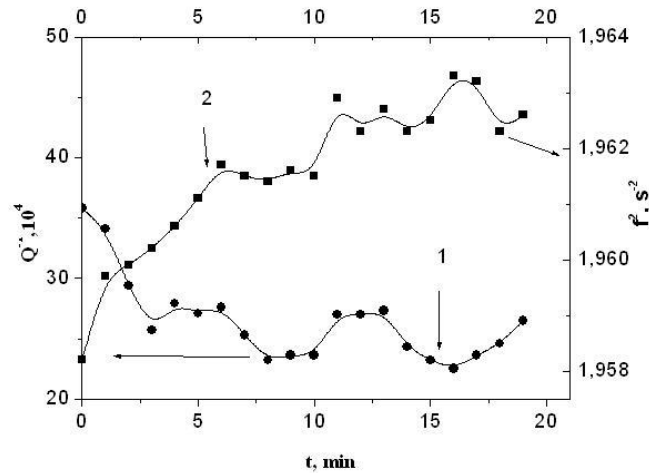


Рис. 1. Кінетичні залежності  $Q^{-1}(t)$  (1) і  $f^2(t) \sim G_{ef}$  (2) МТК Ве після термоциклювання в діапазоні 20-400°C і циклічної деформації при 260°C з амплітудою відносної деформації  $10^5$  (5хв)

Тунелювання атомів карбону в дислокаційній атмосфері приводить до ефекту розмиття атмосфери, яке утруднює рух дислокації виводячи її з процесу поглинання пружної енергії, але при цьому не закріплює її. Тому будь яке наступне збільшення механічних напружень знову приводить до прискорення дислокації та зростання рівня поглинання. Такий процес відбуватиметься допоки атоми карбону на локалізуються в ґратці Ве.

Таким чином, в роботі показано, що перегини на дислокаціях в In, Be,  $\alpha\text{-SiO}_2$  з високою ймовірністю можуть переміщатись когерентно, якщо інші механізми їх руху будуть енергетично або орієнтаційно заблоковані. Крім того, квантовими властивостями можуть володіти домішки з дислокаційних атмосфер, зокрема домішки карбону в полі напружень навколо дислокації в Ве.

### Література

1. М. Раранський, В. Балазюк, М. Гунько. Явище ауксетичності в твердих тілах. Чернівці: Друк Арт, 2016. – С.116 – 121.
2. X. Cheng, C. Liu, V.V. Silberschmidt, Auxetic Materials and Structures – Berlin: Springer, 2015, – 591.
3. Teik-Cheng Lim. Auxetic Materials and Structures/ Engineering Materials: Springer 2015.– 587 p.
4. Д.С.Лисовенко. Ауксетическая механика изотропных материалов, кристаллов и анизотропных композитов/Диссертация на соискание ученой степени доктора физико-математических наук. Москва, 2019. – 392 с.
5. М. D. Rarans'ky, A. V. Olynych-Lysyuk, O. Yu. Tashchuk, and Ye. I. Kurek, Influence of the Type of Auxetic Effect on the Elastic and Inelastic Properties of Beryllium, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 38, No. 7: 923—934 (2016) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.38.07.0923.
6. O. Yu. Tashchuk, M. K. Myshylyuk, A. V. Olynych-Lysyuk, and M. D. Rarans'ky, Evolution of Defect Subsystems During Microplastic Deformation of Auxetic Beryllium, Metallofiz. Noveishie Tekhnol. 2015.–37, No. 12. –С. 1595–1602. (in Ukrainian).



7. Про непружне двійникування, ауксетизм і структурні перетворення в Ве / В.О. Корпан, А.В. Олійнич-Лисюк, М.Д. Паранський, О.Ю. Ташук // *Металлофізика и новейшие технологии*. – 2018. – Т. 40, № 12. – С. 1625-1635.
8. M. D. Raransky, A. V. Oliynych-Lysyuk, R. Yu Tashchuk, O. Yu. Tashchuk, O. V. Lysyuk, “Peculiarities of Deformation in Crystals of In in a Wide Temperature Range”. *Metallophysics. The Latest Technologies*. 2018. – 40, 11.– С.1453–1463. (in Ukrainian).
9. Микола Паранський, Алла Олійнич-Лисюк, Роман Ташук, Олександр Лисюк. Особливості поведінки дефектів кристалічної будови в ауксетичних кристалах // *Журнал фізичних досліджень*. 2019.– Т.23, №2.– С.2998-13–2998-14.
10. М.М. Аракелян. Анализ и моделирование процесса движения дислокаций в монокристаллах алюминия // *Известия НАН Армении, Физика*. 2015.–Т.50, №1.– С.126-133.

## ON PECULIARITIES OF MECHANICAL STRESS RELAXATION IN PARTIALLY AUXETIC MATERIALS IN THE PROCESS OF THEIR PLASTIC DEFORMATION

M.D. Raransky, A. V. Oliynych-Lysyuk, R.Yu Tashchuk, O. Yu.Tashchuk

Yuri Fedkovich Chernivtsi National University, Chernivtsi, Kotsyubynskoho, 2, Ukraine,  
[tashchuk.roman@chnu.edu.ua](mailto:tashchuk.roman@chnu.edu.ua)

**Abstract.** *The paper presents the results of the study of the behavior of defects in partially auxetic crystals in normal and auxetic states, and shows that under conditions of energy or orientation prohibition on their movement in the crystal lattice, some of them such as dislocation kinks, impurities in dislocation atmospheres with high probability can move through the lattice by coherent penetration through potential barriers.*

**Keywords:** partial auxetics, tunneling of dislocation kinks, quantum diffusion of impurities in the dislocation atmosphere.

## ВПЛИВ ТЕРМОЦИКЛЮВАННЯ НА СУБСТРУКТУРУ СПЛАВІВ Al-Cu ТА Al-Cu-Zn

А. І. Білюк<sup>1</sup>, В. В. Широков<sup>2</sup>, О. В. Мозговий<sup>1</sup>, М. В. Лисий<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Вінницький державний педагогічний університет імені Михайла Коцюбинського, Україна  
Вінниця, вул. Острозького, 32, [anbilyk57@gmail.com](mailto:anbilyk57@gmail.com)

<sup>2</sup>Українська Академія друкарства, Україна, Львів

<sup>3</sup>Вінницький національний технічний університет, Україна, Вінниця

**Анотація.** *В роботі представлені результати досліджень впливу термоциклювання на механізм полігонізації в конструкційних матеріалах на основі алюмінію.*

**Ключові слова:** термоциклювання, субструктура, дисперсійна фаза, дислокації, внутрішнє тертя.

Термоциклювання (ТЦО) як і динамічне старіння ефективно впливає на розвиток субструктури і розпад твердого розчину.

Дослідження закономірностей зміни структури і властивостей старіючих сплавів Al-Cu і Al-Cu-Zn при високотемпературній ТЦО (ВТЦО) у рівноважному і напруженому станах (ПЗН) проводились на установці типу оберненого крутильного маятника при частоті 1 Гц. ВТЦО проводилося в інтервалі температур (495-520) К. Швидкість нагрівання і охолодження витримувалась на рівні (30-40) К/с. Величина напруження на зразок під час обробки становила  $0,2 \sigma_{0,2}$ . Мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ-3. Хімічний склад сплавів: сплав 1 - Al-4%Cu; сплав 2 - Al-4%Cu -4%Zn.

Вплив домішок на процеси формування і стабілізації структури відбивається за характером поведінки непружних ефектів А, В, С [1, 2], що мають релаксаційну природу і

зв'язані з взаємодією і перерозподілом дислокацій і точкових дефектів у процесі формування і стабілізації в матеріалі полігональної структури.

Енергія активації процесів, що обумовлюють їхній прояв відповідно рівні 1,30, 1,38 і 1,45 еВ. Ступінь їхнього прояву визначається режимом термічної обробки. Вибір домішок міді і цинку викликаний тією обставиною, що системи Al-Cu і Al-Cu-Zn відносяться до сплавів, що дисперсійно-твердіють. Отже створюються передумови для подальших досліджень можливостей закріплення дислокаційної структури не тільки окремими домішками чи атомами, їх скупченнями, але і дисперсними виділеннями. Можливості сполучення двох різних напрямків досягнення зміцненого стану за допомогою створення субструктури і виділень дисперсної фази повинні послужити новим перспективним етапом одержання високоміцного стану матеріалів.

Вплив атомів міді на характер прояву непружних ефектів А, В, С в процесі формування і стабілізації субструктури приведений на рисунку 1 для сплаву Al-4%Cu. До термоциклювання на кривій  $Q^{-1}=f(T)$  виявляється невеликий зернограничний ефект при 623-633 К і домішковий зернограничний пік близько 673-693 К (рис.1. а, крива 1). Вже один термоцикл (рис. 1а; крива 2) створює підвищену концентрацію дефектів кристалічної будови, а нагрівання цього зразка під навантаженням обумовлює їхній перерозподіл і прояв субструктурних ефектів: А при 493 К, В при 553 К і С при 598 К. Крім того, з'являється пік при 453 К, який зв'язується з рекристалізацією зразка. Прояв субструктурних ефектах А і В говорить про інтенсивний процес полігонізації в навантаженому стані внаслідок перерозподілу дислокації в стінки і дифузії далеких точкових дефектів у стінках. При цьому зернограничний ефект збільшується і зміщується у бік низьких температур, що говорить про здрібнювання зерна при ТЦО в ПЗН. З аналізу  $Q^{-1}=f(T)$  випливає, що залежність субструктурних ефектів від кількості ВТЦО носить осциляційний характер (рис. 1, б). Період цих процесів після ВТЦО без навантаження складає 30 циклів; а після ВТЦО в ПЗН процес зміни ефектів зменшується в 2 рази. Як видно з рис. 1, б величини субграничних ефектів зі збільшенням кількості термоциклів осцилюють із затухаючою амплітудою. Стабілізація субграничних ефектів проходить після 60 ТЦО.

Результати впливу атомів цинку (сплав 2) на залежність  $Q^{-1}=f(T)$  після ВТЦО в ПЗН приведені на рисунку 2. Крім субструктурних ефектів А(513 К), В(553 К) і С (603 К) спостерігаються піки при 353 К, 393 К, 453 К, 633 К, 693-703 К (рис. 2а). Їхнє всебічне дослідження і порівняння з літературними даними дають підставу припускати, що вони зв'язані з такими процесами, ефекти яких при 353 К і 393 К зв'язані з розчиненням зон ГП; ефект при 453 К, обумовлений рекристалізацією зразка; ефекти при 633 К і 693-703 К є зернограничний і домішковий зернограничний відповідно.

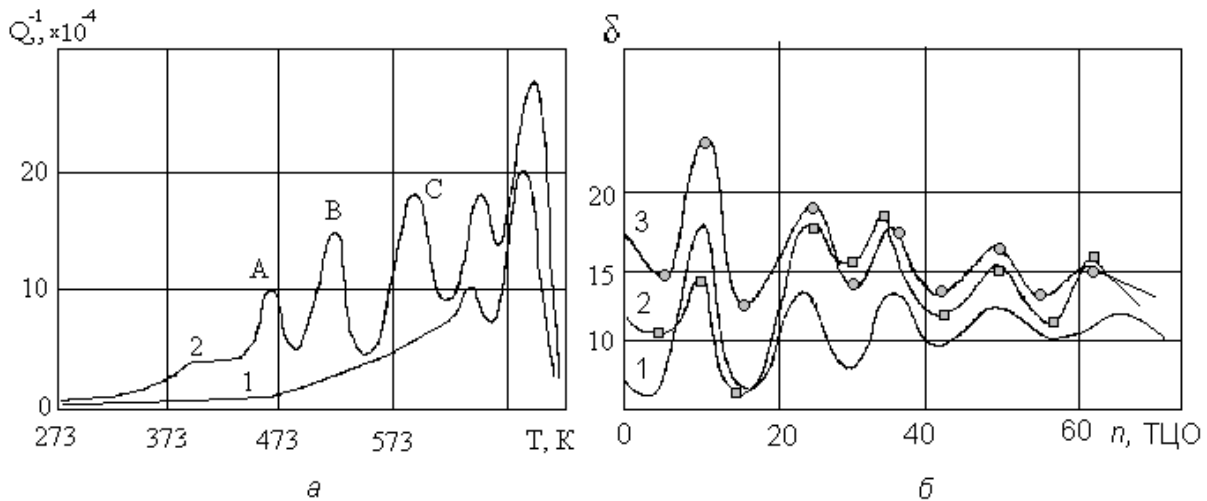


Рис.1. Характер зміни субструктурних ефектів для сплаву 1 при ВТЦО в ПЗН: а) 1 - 0 ТЦО; 2 - 1 ТЦО; б) 1 - ефект А, 2 - ефект В, 3 - ефект С.

Дослідження показали, що в міру формування субструктури й осідання на дислокаційних стінках окремих атомів домішки їхніх скупчень чи фазових виділень субструктура ефективно блокується, стає слабкішою і релаксаційні ефекти виявляються слабкіше (рис. 2а, крива 2). Збільшення числа термоциклів до 5 (рис. 2а, крива 3) обумовлює крім різкого збільшення піка С також формування піка В на місці попереднього перегину.

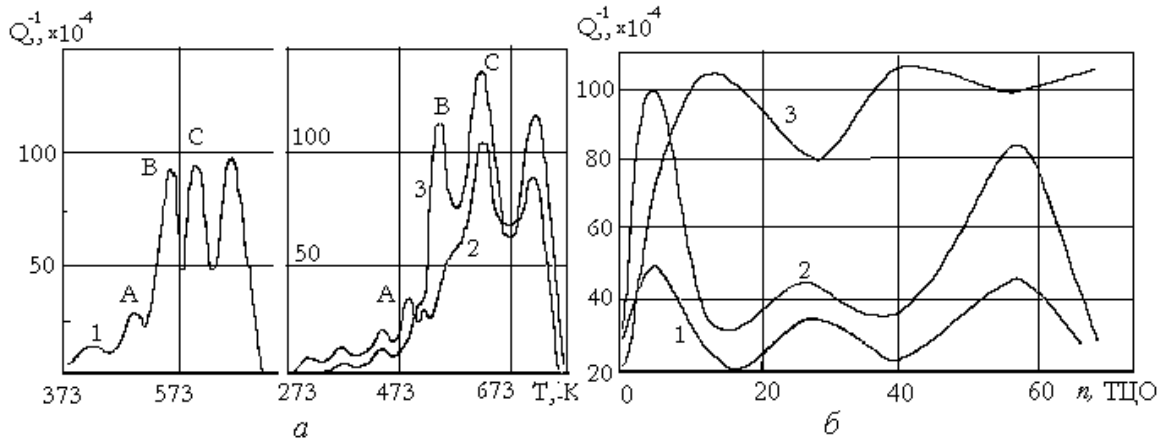


Рис.2. Характер зміни субструктурних ефектів для сплаву 2 при ВТЦО в ПЗН: а) 1 - 0 ТЦО, 2 - 1 ТЦО, 3 - 5 ТЦО; б) 1 - ефект А, 2 - ефект В, 3 - ефект С

Аналіз температурної залежності ВТ сплавів Al-Cu -Zn показує, що як і в сплавах Al-Cu залежність субструктурних ефектів носить осциляційний характер (рис. 2б). Період осциляції складає 15 ТЦО. Характер поведінки ефектів А (крива 1) і В (крива 2) практично повторюють один одного. Слід зазначити аномальний характер поведінки ефекту С (крива 3). Так період його осциляції відображає періоди змін перших двох ефектів, але характер його поведінки цілком протилежний. Зменшення ефектів А і В зв'язується з осіданням домішкових атомів на дислокаційних стінках, які стабілізують субструктуру.

При цьому внутрішні дислокації стають більш рухливими й ефективно розсіюють пружну енергію. Це і супроводжує збільшення піка С. Збільшення щільності дислокації при ВТЦО сприяє перетворенню малокутових границь у більшкутові границі зерен. Відбувається часткове дроблення зерна, про що говорить збільшення піка при 635 К.

Наступне збільшення кількості термоциклів викликає нагромадження дефектів у нових зернах і починається формування нової більш тонкої субструктури. Наявність добре розвинутої системи субграниць створює умови для виділення частини домішок по субграницям. При цьому кількість домішок на висококутових границях зменшується, що приводить до зменшення домішкового зернограничного піка при 693-703 К.

Про характер структурних змін і її еволюції при ВТЦО свідчить зміна параметрів дислокаційної структури (табл. 1)

Щільність дислокації  $\rho$ , довжину дислокаційного сегмента  $L_N$  визначали з експериментальних даних амплітудної залежності внутрішнього тертя. Так при ВТЦО в ПЗН максимальне значення щільності дислокації  $\rho$  і мінімальне значення величини  $L_N$  досягається в процесі перших 15-25 ТЦО а при ВТЦО без навантаження - протягом 35-45 ТЦО (табл. 1).

Подальше нарощування термоциклів веде до зменшення величини  $\rho$  і незначному збільшенню  $L_N$ , при ВТЦО без навантаження

Доказом зміцнення сплавів при ТЦО і ТЦО в ПЗН є зміна другої критичної амплітуди деформації  $\gamma_{кр. 2}$ , тангенса кута нахилу фону амплітудної залежності ВТ  $tg\theta$ , густини дислокацій  $\rho$  і мікротвердості  $H_{\mu}$ , (табл. 1)

Таблиця 1.

Характер зміни параметрів субструктури і мікротвердості алюмінієвих сплавів після ТЦО

Сплав	Термо-обробка	Виміряна величина*	Кількість циклів					
			0	5	20	25	50	60
Al-4%Cu	ТЦО	1	6,0	8,2	9,6	12,0	14,2	14,0
		2	0,7	0,7	0,39	0,23	0,30	0,10
		3	194,0	280,5	382,4	387,2	256,3	203,3
Al-4%Cu-4%Zn	ТЦО	1	4,0	6,2	11,5	6,1	8,9	8,7
		2	0,9	1,5	1,33	0,96	0,9	1,9
		4	2,1	10,2	10,2	6,2	9,1	11,1
		5	4,9	2,9	2,9	3,9	2,9	2,9

\* 1 -  $\gamma_{кр.2}$ ,  $\times 10^{-5}$ ; 2 -  $tg\Theta$ ; 3 -  $H_{ц}$ , МПа; 4 -  $\rho$ ,  $\times 10^{-12}$  м<sup>-2</sup>; 5 -  $L_N$ ,  $\times 10^{-6}$  м.

Таким чином ТЦО в напруженому стані забезпечує прискорення досягнення більш зміцненого стану і розширення інтервалу збереження підвищених експлуатаційних характеристик матеріалу (табл.1).

Спільна дія підвищеної температури і полів напруг сприяє перерозподілу дефектів і формуванню тонкої, більш рівноважної, а значить стабільної субструктури. Варіація параметрами ВТЦО в ПЗН відкриває широкі можливості керування процесами структуроутворення і отримання необхідних експлуатаційних характеристик матеріалу.

### Література

1. Лисий М. В. Формування зміцнюючої субструктури в композиційних матеріалах на основі алюмінію/ М.В. Лисий , О.В. Мозговий , А.І. Білюк //Вісник ВПІ. - №3. – 2012. – С. 148-153.

2. Karbivskii O.F. Impact of thermocycling on aluminum alloy polygonal structure/ O.F. Karbivskii, A.I.Biliuk, M.V. Lysiy// Tehnomus journal ( Romania )/ - 2017. -P.-117-121.

### EFFECT OF THERMOCYCLING ON THE SUBSTRUCTURE OF Al - Cu AND Al - Cu - Zn ALLOYS

A. I. Biliuk<sup>1</sup>, V. V. Shirokov<sup>2</sup>, O. V. Mozghovyi<sup>1</sup>, M. V. Lisiy<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Vinnitsia Mykhailo Kotsyubynskiy State Pedagogical University, Vinnitsia, [mavimfto@gmail.com](mailto:mavimfto@gmail.com)

<sup>2</sup>Ukrainian Academy of Printing, Ukraine, Lviv

<sup>3</sup>Vinnitsia National Technical University

**Abstract.** The paper presents the results of research on the effect of thermal cycling on the mechanism of polygonization in structural materials based on aluminum.

**Keywords:** thermal cycling , substructure, dispersion phase, dislocations, internal friction.

### ОЦІНКА ПОШКОДЖУВАНOSTІ МЕТАЛІВ ЗА ВЕЛИЧИНОЮ РОЗСІЮВАННЯ НИМИ МЕХАНІЧНОЇ ЕНЕРГІЇ

О. В. Мозговий<sup>1</sup>, В. А. Тітов<sup>2</sup>, А. В. Тітов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Вінницький державний педагогічний університет імені Михайла Коцюбинського, Вінниця

<sup>2</sup>Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського», Київ

**Анотація.** Запропоновано параметр пошкоджуваності металів визначати за частотними характеристиками вільних затухаючих коливань.

**Ключові слова:** Пошкоджуваність, вільні коливання, розсіювання механічної енергії.

Ідентифікацію параметрів пошкоджуваності можна трактувати трьома напрямками: пошкоджуваність визначається шляхом аналізу стану матеріалу за безпосередньою зміною характеристик матеріалу на мікрорівні (виникнення, поширення та об'єднання мікропор, мікротріщин, тощо); представлення параметру пошкодження як макроскопічне відображення впливу мікропошкоджень на загальний стан матеріалу; визначення на основі основних положень термодинаміки незворотних процесів, використання яких дає можливість визначити залежність між параметром пошкоджуваності та напруженнями і деформаціями, які виникають у тілі.

Пружно-пластичне деформування матеріалу супроводжується постійним ростом та об'єднанням розсіяних по об'єму всього тіла мікротріщин та пор, що викликає зниження фізико-механічних властивостей матеріалу, виникнення макротріщини та подальше руйнування конструкції. Л. М. Качанов та Ю. М. Работнов запропонували параметр, який було визначено як параметр пошкоджуваності  $D$ . Для його визначення врахувались зміни площі поперечного перерізу під дією процесів перерозподілу мікродфектів. При цьому вводиться поняття ефективної площі перерізу, тобто тієї площі, яка розрахована без урахування мікродфектів.

Параметр пошкоджуваності визначається за формулою:  $D = 1 - \frac{\tilde{F}}{F_0}$ , де  $F_0$  – загальна площа перерізу,  $\tilde{F}$  – ефективна площа перерізу, що безпосередньо несе навантаження, зменшена порівняно з  $F_0$  на сумарну площу мікродфектів. Використання наведеного способу вимагає безпосереднього аналізу мікроструктури, наприклад, за допомогою виготовлення шліфів.

У роботах А.А. Льюшина, В.В. Новожилова, М. І. Бобиря детально обґрунтовано необхідність розгляду мікропошкоджень конструкційних матеріалів при високих рівнях експлуатаційного та технологічного навантажень. У процесі експлуатації важливим є встановлення залишкового ресурсу, що залежить від достовірності моделі пошкоджуваності..

Беручи до уваги той факт, що безпосереднє визначення ефективної площі поперечного перерізу є складною, з точки зору інженерної реалізації, задачею, у більшості робіт було запропоновано визначати рівень поточного пошкодження матеріалу за допомогою зміни величини його макрохарактеристик, яка має місце у випадку дії зовнішніх силових факторів. Був введений параметр пошкодження як відношення модулів пружності при розвантаженні до їх початкового значення:  $D = 1 - \frac{E}{E_0}$ , де  $E_0$  – вихідне значення модуля пружності,  $E$  – поточне значення модуля пружності при розвантаженні.

Використання твердження про вплив пошкоджуваності на механічні властивості матеріалів параметр пошкоджуваності пропонується визначати з точки зору ефективних пружних характеристик матеріалу: поточні значення коефіцієнта Пуассона, модуля зсуву та об'ємного модуля і їх вихідні величини у недеформованому стані.

За наявності процесу „розпушування” матеріалу під час його пружно-пластичного деформування параметром пошкоджуваності може виступити зміна суцільності середовища матеріалу, тобто визначення зміни об'єму за допомогою методу гідростатичного зважування. Окремим підходом щодо ідентифікації параметру пошкодження є електроакустичний метод, вимірювання електричного потенціалу, зміна електричного опору матеріалу.

Для створення способу контролю пошкоджуваності, що не вимагає вилучення з конструкції зразка для випробувань, розвитку набувають неруйнівні методи.

За допомогою мікротвердості можна визначати ступінь пошкодження матеріалу, але лише стан поверхневого шару матеріалу без врахування процесів, що відбуваються всередині.

Для інженерних розрахунків процес накопичення пошкоджень зручно представити у вигляді аналітичної функції, яку розглянуто у роботах М. І Бобиря [1]. У загальному вигляді її можна записати як складну залежність від багатьох параметрів термосилового

навантаження та механічних характеристик матеріалу:  $dD = F(\varepsilon_i, N, T \dots)$ , де  $\varepsilon_i$  – інтенсивність деформації,  $N$  – кількість циклів навантаження,  $T$  – температура тощо.

Таким чином, представлення параметру пошкоджуваності матеріалу під час його пружно-пластичного деформування, свідчить про відсутність однозначного чітко окресленого підходу щодо його визначення. Можливість використання того чи іншого підходу щодо визначення цього параметру повинна бути обґрунтована безпосередньо для конкретного виду навантаження, виходячи з прийнятих гіпотез та припущень.

Реальні конструкції і їхні деталі зазнають впливу зовнішніх і внутрішніх факторів. Зовнішня дія може викликати коливання матеріалу, з якого виготовлена деталь. Реальні коливання тіл є завжди затухаючими, так як відбувається незворотне розсіювання механічної енергії. Внутрішні зміни у матеріалі викликають структурні перетворення різних видів, що в свою чергу змінює параметри вільних затухаючих коливань. Взятши за основу теорію, яка пояснює механізми розсіювання механічної енергії можна зауважити, що пружно-пластичне деформування буде змінювати параметри вільних затухаючих коливань, які будуть служити індикаторами впливу тих чи інших механізмів на процес розсіювання механічної енергії у матеріалі.

Експериментальні дослідження біметалу алюміній-сталь виявили вплив величини попереднього пошкодження матеріалу на розсіювання ним механічної енергії: змінився характер ходу і вид кривих вільних затухаючих коливань у звуковому діапазоні; змінюється швидкість затухання і частота коливань. На представлених частотних характеристика проявляються гармоніки, що відповідають певним експлуатаційним властивостям матеріалу.

Експериментальне дослідження впливу зовнішньої деформації на вільні затухаючі коливання виявило, що кількість пошкоджень змінює величину розсіювання механічної енергії в біметалі. Збільшення пошкоджуваності матеріалу викликає розсіювання механічної енергії в діапазоні частот до 14 кГц. При цьому спостерігається зміщення низькочастотних і високочастотних гармонік в сторону менших частот.

На початку циклювання частота гармоніки в районі низьких частот була 620 Гц. Збільшення кількості деформаційних циклів викликало зміщення в сторону менших частот і появу низькочастотної гармоніки в районі 600 Гц. після 65 циклів вона становить 410 Гц, а перед руйнуванням зразка частота вже становить 260 Гц і 200 Гц. Кількість пошкоджень у процесі циклювання збільшується. Тому дана гармоніка відкликається на ті структурні зміни в матеріалі, які і викликає деформаційний вплив.

Зменшення частоти появи гармонік спостерігається також для ділянки від 1000 Гц до 2000 Гц. У середній частині спектру частота гармонік змінюється мало. Для перших циклів в діапазоні частот від 8 кГц до 11 кГц гармоніки відсутні. Для високих частот фонові крива розміщується горизонтально і гармоніки проявляються, як правило, в діапазоні від 11000 Гц до 11700 Гц. У решті діапазонів від 5 кГц до 14 кГц гармоніки проявляються рідко. Амплітуда таких гармонік невелика.

Запропоновано параметр пошкодження матеріалу визначати за формулою  $D = 1 - \frac{f}{f_0}$ , де  $f_0$  – вихідне значення частоти гармоніки з найменшою величиною частоти,  $f$  – поточне значення частоти гармоніки.

У нашому випадку гармоніка має частоту 620 Гц на початку циклювання і 260 Гц, 200 Гц перед самим руйнуванням.

Підставивши дані, можемо отримати числове значення пошкоджуваності.

Для 80 деформаційних циклів частота низькочастотних гармонік становить 615 Гц і 260 Гц. Тоді  $D = 1 - \frac{260}{620} = 1 - 0,4228 = 58,06\%$ .

Для 40 циклів частоти становили 615 Гц і 560 Гц. У цьому випадку пошкоджуваність буде  $D = 1 - \frac{560}{620} = 9,68\%$



Пошкоджуваність біметалу із збільшення деформаційних циклів зростає експоненціально (рис. 1). На початку циклювання пошкоджуваність незначна. Після 10 циклів вона починає зростати, а після 50 циклів різко йде вгору. На 86 циклі зразок зруйнувався.

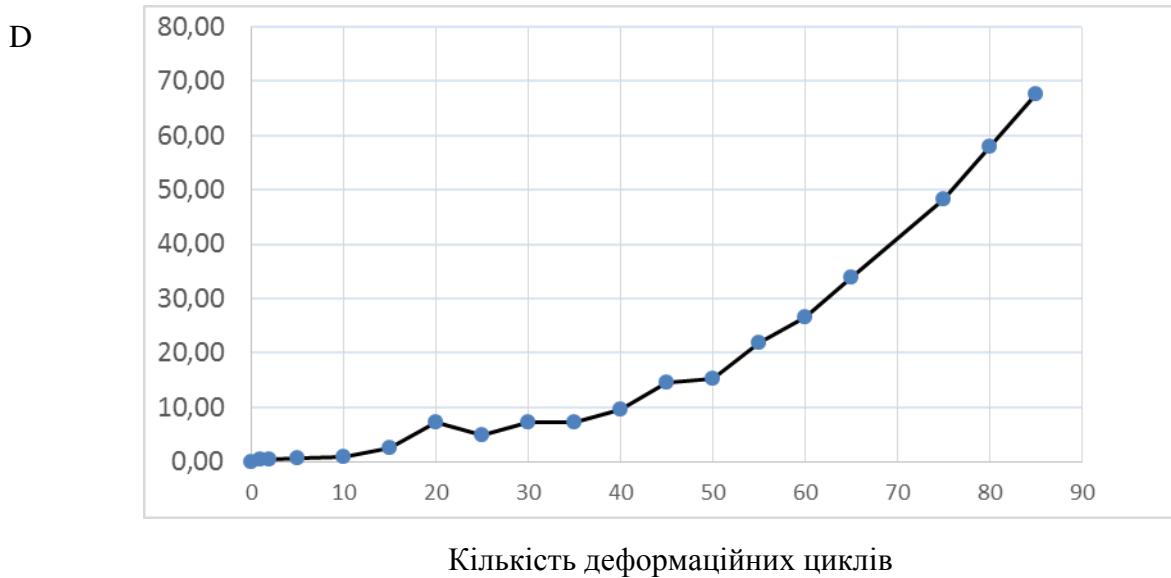


Рис. 1. Зміна пошкоджуваності біметалу алюміній-сталь при різній кількості циклів його деформування

Аналізуючи криві вільних затухаючих коливань і зміну пошкоджуваності слід відмітити, що за зміною ходу цих кривих можна встановити початки значних пошкоджень і навіть оцінити їх величину.

### Література

1. Бобир М. І. Континуальна механіка пошкоджуваності у задачах малоциклової втоми / М. І. Бобир, П. О. Халімон, В. В. Коваль. // «Наукові нотатки» міжвузівський збірник. – 2006. – №25. – С. 16–21.

### ESTIMATION OF DAMAGE OF METALS BY THE VALUE OF MECHANICAL ENERGY SCATTERING BY THEM

O. V. Mozghoyi<sup>1</sup>, V. A. Titov<sup>2</sup>, A. V. Titov<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Vinnitsia Mykhailo Kotsyubynskiy State Pedagogical University, Vinnitsia, [mavimfto@gmail.com](mailto:mavimfto@gmail.com)

<sup>2</sup>Institute of Mechanical Engineering, NTU of Ukraine "I. Sikorsky KPI", Kyiv

**Abstract.** *It is proposed to determine the parameter of metal damage according to the frequency characteristics of free damped oscillations.*

**Keywords:** Damage, free oscillations, scattering of mechanical.

### ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОДІЇ НИЗЬКОЕНЕРГЕТИЧНИХ ІОНІВ ГЕЛІЮ З ПОВЕРХНЕЮ ТАНТАЛОВОЇ ФОЛЬГИ

В. В. Гладковський<sup>1</sup>, О. В. Гладковська<sup>1</sup>, Є. Г. Костін<sup>1</sup>, А. Ф. Недибалюк<sup>2</sup>,  
Б. П. Полозов<sup>1</sup>, О. А. Федорович<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Інститут ядерних досліджень НАН України, м. Київ, Україна

<sup>2</sup>Вінницький національний технічний університет, м. Вінниця, Україна, [vvglad@yahoo.com](mailto:vvglad@yahoo.com)

**Анотація.** *Приведено результати впливу низькоенергетичних іонів гелію з енергією 250 eV на поверхню танталової фольги при температурі 300 °С, щільності іонного струму 1,5 mA/cm<sup>2</sup> та експозиції 11 годин. Встановлено, що поверхня опромінених зразків значно змінилася в порівнянні з вихідною структурою. Спостерігається розпилення оброблюваного матеріалу, що призводить до зміни структури його поверхні.*

**Ключові слова:** тантал, іони гелію, структура поверхні.

Інтерес до досліджень впливу іонного потоку на зміну структури поверхні тугоплавких металів обумовлений можливістю створювати на поверхні оброблюваних матеріалів розвинені пористі мікро- та наноструктури. Такі матеріали характеризуються новими фізичними та хімічними властивостями. Тому формуванню на поверхні матеріалів мікро- і нанорозмірних структур при опроміненні іонами приділяється значна увага як в фундаментальних дослідженнях закономірностей і механізмів взаємодії іонів плазми з поверхнею, так і в прикладних задачах створення поверхонь із заданою структурою поверхні [1].

У роботі приведено результати досліджень впливу низькоенергетичних іонів гелію на поверхню танталової підкладки та формування її розвинутої структури. Обробка зразків танталу (Ta) площею 10×10 мм<sup>2</sup> і товщиною 60 мкм з гладенькою поверхнею проводилася у плазмовому реакторі (іонному джерелі) планарної геометрії з магнітним полем, що орієнтовано паралельно поверхні електродів. Реактор складається із прямокутного корпусу довжиною 465 мм та висотою 80 мм, виготовленого з немагнітної нержавіючої сталі 12Х18Н10Т. Іонний потік генерується при розряді в гелії (He) між активним і заземленим електродами (діаметрами 150 і 110 мм) високочастотною напругою частотою 13,56 МГц. Напуск робочого газу в розрядний простір камери здійснюється через систему напуску газу (три незалежних канали), паралельно до поверхні електродів, що дає можливість крім гелію вводити інші гази в розрядну систему [2,3].

Опромінення протонами проводилося при струмі високочастотного розряду 6 А, напрузі негативного зміщення 250 В [2]. Експозиція становила 11 годин при температурі додаткового нагріву 300 °С. Робочий тиск в розрядній камері становив 0,13 Тор, напруженість магнітного поля -  $2,5 \times 10^4$  А/м, середня енергія іонів гелію - 250 eV, а густина іонного струму - 1,5 mA/cm<sup>2</sup>.

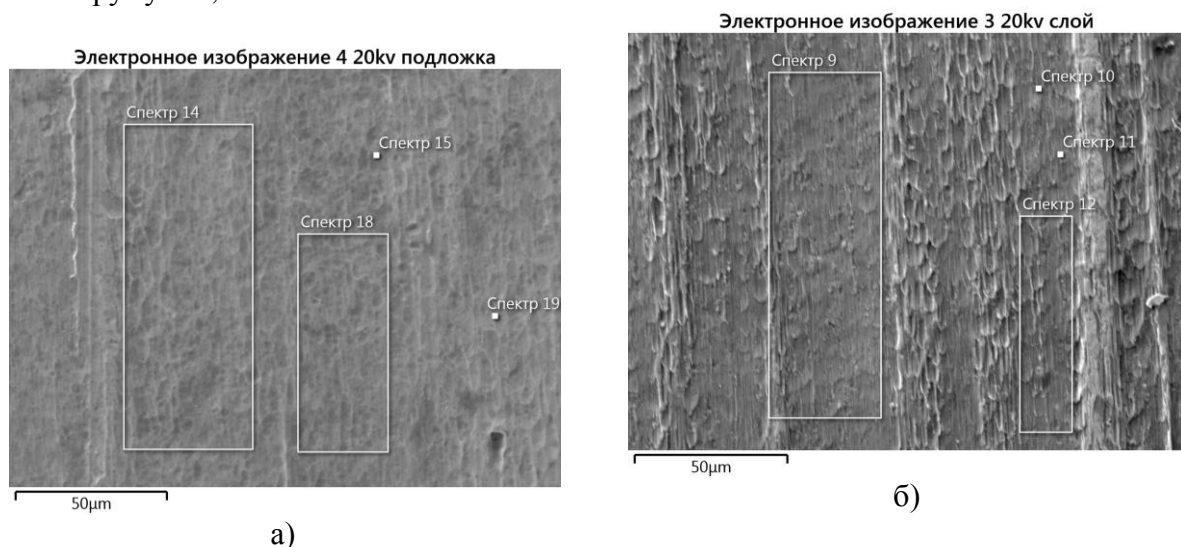


Рис. 1. СЕМ-мікрофотографія поверхні танталу до обробки (а) і після обробки (б) гелієвою плазмою

Після обробки іонами гелію проведено аналіз танталових зразків з використанням сканувального електронного мікроскопа (СЕМ) та рентгенівського спектрального аналізу



(РСА). Результати досліджень поверхні танталових зразків, отримані за допомогою СЕМ (рис. 1), дають змогу стверджувати, що відбувається зміна структури поверхневого шару. Поверхня Та набула хвилеподібної пористої структури. Проведений РСА елементного складу поверхні опромінених зразків виявив крім танталу вуглець і кисень (табл. 1). Виявлений вміст кисню на рентгенівських спектрах можна пояснити наявністю плівки пентаоксиду танталу ( $Ta_2O_5$ ). Привнесення домішки вуглецю, найімовірніше, відбувалося за рахунок парів масла дифузійного насоса, що мають широкий мас-спектр у діапазоні мас 30-150 а.о.м.

Таблиця 1. Хімічний елементний склад поверхні танталових зразків після іонного опромінення для різних областей на поверхні (нормовані маси, в атомних%).

Номер спектру	С	О	Та	Сума
Спектр 9	17.84	4.10	78.05	100.00
Спектр 10	25.30	2.83	71.86	100.00
Спектр 11	16.79	4.13	79.08	100.00

#### Література:

1. V. P. Budaev Stochastic clustering of material surface under high-heat plasma load // Physics Letters A, 2017, Vol. 381, Iss. 43, p. 3706-3713;
2. O.A. Fedorovich, V.V. Hladkovskiy, E.G. Kostin, et al. Peculiarities of interaction of low-energy protons with tungsten surface // Problem of Atomic Science and Technology. Series "Plasma Electronics and New Methods of Acceleration". 2018, № 4, p. 302-306;
3. V.V. Hladkovskiy, E.G. Kostin, B.P. Polozov, et al. Influence of the high-frequency discharge parameters and heater design on the substrate temperature in the plasma-chemical reactor "Almaz" for the synthesis of carbon diamond-like films // Tekhnologiya i Konstruirovaniye v Elektronnoi Apparature. 2014, № 5, 6, p. 39-45/

### INVESTIGATION OF THE LOW-ENERGY HELIUM IONS INTERACTION WITH THE SURFACE OF TANTALUM FOIL

V. V. Hladkovskiy<sup>1</sup>, O. V. Hladkovska<sup>1</sup>, E. G. Kostin<sup>1</sup>, A. F. Nedybaliuk<sup>2</sup>, B. P. Polozov<sup>1</sup>,  
O. A. Fedorovich<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Institute for Nuclear Research of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

<sup>2</sup>Vinnitsia National Technical University, Vinnitsia, Ukraine

**Abstract.** *The results of researches of the low-energy helium ions influence with an energy of 250 eV with the surface of tantalum foil at the temperature of 300 °C, and an ionic current density of 1.5 mA/cm<sup>2</sup> with an exposure of 11 hours are presented. It was found that the surface of the irradiated samples changed significantly in comparison with the original structure. There is sputtering of the processed material, which leads to a change in the structure of its surface.*

**Keywords:** tantalum, helium ions, surface structure.

## СЕКЦІЯ 2. РЕЛАКСАЦІЙНІ ПРОЦЕСИ У МАТЕРІАЛАХ ЗІ СКЛАДНОЮ МОРФОЛОГІЄЮ: КОМПОЗИТИ, ПОЛІМЕРИ, НАНОСТРУКТУРНІ І АМОРФНІ МАТЕРІАЛИ

### ANALYTICAL MODELS OF THERMAL AND ELECTRICAL CONDUCTIVITIES OF RANDOM COMPOSITES

A. V. Goncharenko and E. F. Venger

V.E. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, National Academy of Sciences of Ukraine,  
03028 Kyiv, Nauky ave., 41, Ukraine, [avg@isp.kiev.ua](mailto:avg@isp.kiev.ua)

**Abstract.** *Analytical models describing both thermal and electrical properties of composite materials have gained widespread acceptance among experimentalists because of their convenience and ease of use, whereas the numerical techniques are often time and memory consuming. However, analytical models are usually simplified and based on intuitive assumptions, which are not always rigorously justified. Hence, great caution should be exercised when dealing with such models. Here, we highlight some of the most promising and popular analytical approaches, discuss their advantages and disadvantages, restrictions and the areas of applicability. As we show, the Sihvola self-consistent model provides the best fit of experimental data for random composites with high conductivity ratio.*

**Keywords:** mixing rules, effective thermal conductivity, effective electrical conductivity, percolation threshold

**Introduction.** Various kinds of composite materials, especially polymer-matrix composites reinforced with metal and dielectric particles, have extensive application in industry and engineering. For example, low-cost polymer-based composites with low dielectric constant, lightweight and excellent adhesive properties are of interest as electronic packaging materials. In this connection, improving the thermal conductivity of such materials remains one of the main challenges. Controlling the effective electrical conductivity is one of the key issues for many applications, including the wireless and telecom industries, as well as electrochemical energy conversion and storage devices, such as batteries and super-capacitors. It should be also noted that due to mathematical similarity of underlying equations, other material parameters of composite materials, such as, e.g., effective dielectric constant or diffusivity, under certain conditions, can be described in a similar manner.

There are purely numerical approaches for the modeling random media, such as, e.g., the finite element, finite-difference time-domain and multipole expansion techniques. They are, however, efficient for heterogeneous materials with relatively simple geometry, but become inappropriate or too computationally intensive when dealing with complicated microgeometries, such as aggregate or hierarchical multiscale ones. The numerical techniques are especially inconvenient to use when one needs to solve the inverse problem, i.e., to find the material and/or microstructural parameters of composites possessing desired thermal or electrical properties. It is obvious that the simple analytical models have a lot of advantages, remain in demand, and could be useful if they are properly used.

**Background.** No less than 50 analytical models or the so-called mixing rules can be found in the literature. The consideration of all the models is beyond the scope of this report. Instead, we could classify them into three basic groups: models, involving  $n$ -particle correlation functions, the models, based on spectral density function formalism, and phenomenological models. First two groups are rather general, but in turn, they rely on some geometry-dependent functions, which are known in particular cases only. We focus on the models with geometry-dependent parameters. In particular, our consideration will be given to the following 5 models.

(1) The model by Felderhof and Grechko [1,2]. This is a dipole approximation for a randomly distributed well-separated uniform spheres which takes into account pair multipole interaction between particles. In fact, it can be considered as an extension of the well-known Maxwell-Garnett approximation, which includes higher-order corrections.

(2) The hypergeometric model [3]. Like to the previous model, this is an extension of the Maxwell-Garnett mixing rule. It can be obtained by substitution of the spectral density function in the form of the one-parameter beta-distribution into the Bergman-Milton spectral representation. This model allows one to take into account nonsphericity of the particle-inclusions and their shape distribution.

(3) The generalized Bruggeman, or Kirkpatrick model [4]. This model is an extension of the well-known symmetrical Bruggeman mixing rule to random resistor networks. Instead of fixed dimensionality  $d$ , as in the classical Bruggeman approximation, it introduces the geometry-dependent coordination number  $z$  (the number of bonds, connected to the same site). As a result, this allows one to get the geometry-dependent percolation threshold  $f_c=2/z$ . A slightly different approach was also used to interpret the optical transmittance of semicontinuous metal-dielectric films, making use of the film fractal dimension which, in turn, depends on the percolation correlation length [5].

(4) The self-consistent Sihvola model [6]. The model, originally suggested by Sihvola and Kong for the effective permittivity of assemblies of spheroidal particles and later analyzed by Sihvola for spheres, is a generalization of the Maxwell-Garnett theory. In contrast to the classical Maxwell-Garnett mixing rule, each particle here is considered to be immersed in a medium with the so-called “apparent” permittivity  $\varepsilon_a=\varepsilon_1+v(\varepsilon_{eff}-\varepsilon_1)$ , where  $\varepsilon_1$  and  $\varepsilon_{eff}$  are the matrix and effective permittivities, respectively. According to this model, the percolation threshold is  $f_c=1/(3v+1)$ .

(5) The Lewis-Nielsen model [7]. Lewis and Nielsen dealt with modeling mechanical properties (elastic moduli) of a crosslinked polymer reinforced with spherical particles. Later, in a slightly different form, this model was used for the effective thermal and electrical conductivities. Its feature consists in introducing the maximum packing fraction of the inclusions  $f_{max} \geq f_c$ , which, obviously, depends on their shape, as well as on the shape- and size-distributions.

**Analytical model predictions vs experiment.** A large body of experimental data on both the thermal and electrical conductivity of various composites is available in the literature. To proceed, we operate on the premise that the measurements of the effective conductivity of highly concentrated dispersions with high conductivity ratio could furnish the heaviest test for the above models. As an example, we consider the effective electrical conductivity  $k_{eff}$  of fluidized beds of impenetrable highly-conducting spheres (ion-exchange resin beads) measured by Turner [8]. This experiment allowed one to realize both the high conductivity ratio (14400) and the broad interval of inclusion volume fractions  $f$  (0.32 - 0.54). In addition, the percolation threshold for such dispersion is close to its maximum packing fraction.

The comparison of the above model predictions and Turner’s data [8] is given in Fig.1. It should be noted that all the models, except for the first one, are one-parameter models. The model parameters are chosen in such a way to provide the best fitting.

As it can be seen, the Felderhof-Grechko, generalized Bruggeman-Kirkpatrick and Lewis-Nielsen models underestimate the effective electrical conductivity. In addition, the first one predicts no percolation threshold. Thus, under the condition of the high conductivity ratio they can be applicable only when  $f \ll 1$ . The hypergeometric model also predicts no percolation threshold, but it describes the experimental data with fair accuracy up to  $f < 0.48$ . Among others, the self-consistent Sihvola model looks the best. It means that its underlying concept of the “apparent” permittivity is workable, at least for random composites with impenetrable spherical inclusions.

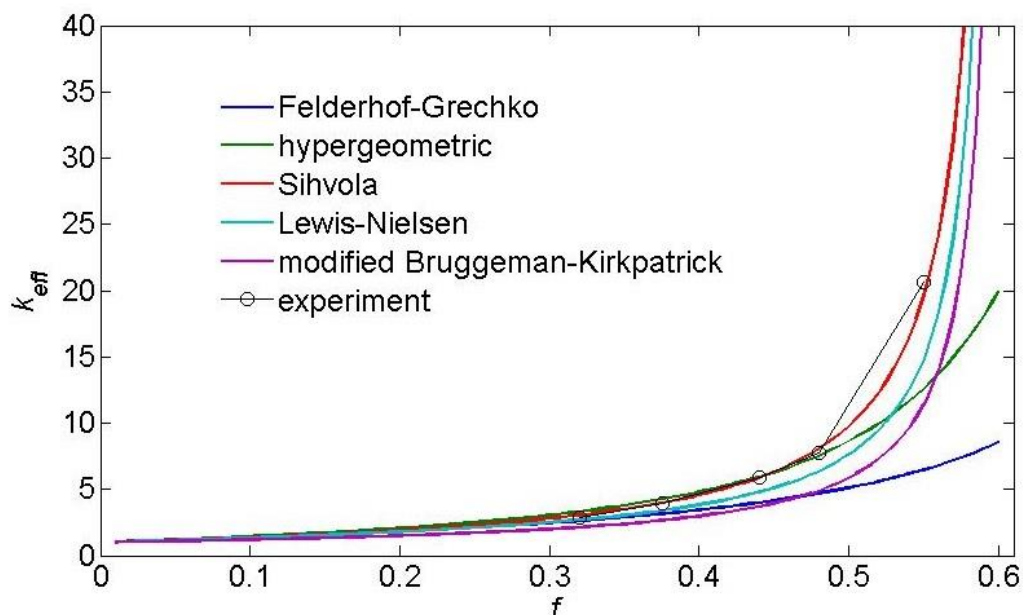


Fig.1. The effective electrical conductivity  $k_{\text{eff}}$  vs inclusion volume fraction  $f$  at the phase conductivity ratio  $k_2/k_1=14400$ : analytical model predictions and experiment.

In conclusion, a few words should be said about the difference between the effective thermal and electrical conductivities of composite materials. Although both quantities are formally described by similar equations, it is necessary to keep in mind the following points. (i) While the ratio of electrical conductivities of composite phases can be as high as  $10^4$  or higher, it is not so for the ratio of their thermal conductivities (in this case, such high ratio as  $10^3$  is usually hardly attainable). As a consequence, the percolation threshold is not usually clearly defined in corresponding measurements. (ii) Caution must be exercised in the interpretation of the thermal conductivity measurements, since convection of heat can be much more important than the heat conduction.

### References

1. Felderhof B.U., Ford G.W., Cohen E.G.D. Two-particle cluster integral in the expansion of the dielectric constant // J. Stat. Phys.-1982.-28.-P.649-658.
2. Grechko L.G., Levandovskii V.G., Ogenko V.M., Pinchuk A.O. Effective dielectric function of metallic particles aggregates // Proc. SPIE. -1997.-3055.-P. 111-118.
3. Goncharenko A.V. Spectral density function approach to homogenization of binary mixtures // Chem. Phys. Lett.- 2004.-400.-P.462-468.
4. Kirkpatrick S. Percolation and conduction // Rev. Mod. Phys. -1973.-45.-P, 574-588.
5. Dvoynenko M.M., Goncharenko A.V., Romaniuk V.R., Venger E.F. Effects of dimension on optical transmittance of semicontinuous gold films // Physica B.-2001.-299.-P.88-93.
6. Sihvola A.H. Self-consistency aspects of dielectric mixing theories // IEEE Trans. Geosci. Rem. Sens. -1989.-27.-P. 403-415.
7. Pal R. On the Lewis-Nielsen model for thermal/electrical conductivities of composites // Composites: Part A.-2008.-39.-P. 718-726.
8. Turner J.C.R. Two-phase conductivity. The electrical conductance of liquid-fluidized beds of spheres // Chem. Eng. Sci. -1976.-31.-P.487-492.

## АНАЛІТИЧНІ МОДЕЛІ ТЕРМО- ТА ЕЛЕКТРОПРОВІДНОСТІ СТОХАСТИЧНИХ КОМПОЗИТІВ

А. В. Гончаренко, Є. Ф. Венгер

**Анотація.** Аналітичні моделі, що застосовуються для описання тепло- та електропровідності композитних матеріалів, набули широкого вжитку серед експериментаторів завдяки їх зручності та легкості у користуванні, на відміну від числових методів, що часто є затратними з міркувань витрат комп'ютерного часу та пам'яті. Однак, аналітичні моделі є зазвичай спрощеними і основаними на деяких інтуїтивних припущеннях, що не завжди є науково обґрунтованими. Тому їх використання вимагає великої обережності. У цій доповіді ми висвітлюємо деякі з найбільш багатообіцяючих і популярних аналітичних підходів, обговорюємо їх переваги і недоліки, обмеження та області застосовності. Як ми показуємо, самоузгоджена модель Сіхволи забезпечує найкращу пригонку експериментальних даних у випадку стохастичних композитів з великим відношенням власних провідностей фаз.

**Ключові слова:** закони сумішей, ефективна теплопровідність, ефективна електропровідність, поріг протікання

## INFLUENCE OF THE TOPOLOGICAL AND INTERMOLECULAR FACTORS ON RELAXATION PROPERTIES OF ED-22 BASED POLYMERS

\* M. I. Shut, T. G. Sichkar, M. O. Rokytskyi, H. V. Rokytska

National Pedagogical Dragomanov University, Kyiv, Ukraine, 9 Pyrogova St., [\\*kzf@ukr.net](mailto:kzf@ukr.net)

**Abstract.** *Relaxation processes were studied in a specially synthesised linear epoxy polymer obtained on the basis of oligomer ED-22 and azaleas acid. The relaxation transitions observed in the linear polymer with the methods of mechanical and structural relaxation were compared to the relaxation transitions in the highly cross-linked polymer with the base of ED-22 plasticized with methyl tetrahydrophthalate anhydride. Small scale transitions connected with different intermolecular forms are characterised with practically the same temperature transitions and corresponding relaxation constants both for the cross-linked polymer and the linear one. A substantial difference between relaxation transitions is observed for  $\alpha$ -transition (glass transition) and partially for  $\lambda$ -transitions connected with the disintegration of microvolume physical nodes of the molecular lattice. These differences are connected with two factors: the topological one (chemical lattice) and the intermolecular one (the density of the cross-linked polymer is high than that of the linear one). The chemical processes of relaxation, connected with the disconnection of weak chemical C - C and C - O bonds are characterised with a somewhat higher activation energies for the cross-linked polymer.*

**Keywords:** polymer, relaxation, glass transition.

In several publications [1, 2] we analysed the relaxation properties of epoxy polymers obtained on the basis of epoxy lacquer base oligomer UP - 643 and the epoxy-diane one ED - 16 plasticized with differ anhydrides. These polymers were marked with the high level of cross-linking. To clarify the question what influence the cross-linking makes upon the relaxation properties of an epoxy polymer it is important to compare the properties of the linear polymer with those of the cross-linked one. With this aim the study of relaxation transitions in a specially synthesised linear epoxy polymer was performed.

Before we pass over to the description of the experimental result and discussion it is necessary to point out that the epoxy resins can get plasticized in the process of heating without a plasticizer. Such a self-plasticization leads to attaining a thin lattice of chemical bonds. As during the experiments we deal with high temperature the process of self-plasticization is possible. Hence, the term "linear epoxy polymer" is somewhat conventional as in reality we deal, with a low cross-linked system which is justified by the experimental data on temperature dependencies of the inner friction ratio.

To obtain a linear epoxy polymer the reaction of polycondensation of the epoxy dianous oligomer ED - 22 with azelaic acid  $(\text{COOH})_2(\text{CH}_2)_7$  was performed. The molecular mass of the linear polymer is  $M = 6.4 \cdot 10^3$ . The standard glass transition temperature for the polymer is  $T = 26 \text{ }^\circ\text{C}$ . The investigation of relaxation transitions was done with the methods of mechanical and structural relaxation. To observe all possible relaxation transitions the spectra of inner friction on a wide temperature scale ( $-180$  to  $350 \text{ }^\circ\text{C}$ ) at different frequencies have been obtained with the method of dynamic relaxation spectrometry.

The spectra of inner friction have been obtained using the horizontal torsion pendulum and the vertical reverse torsion pendulum described in [3, 4]. The experimental results indicate that a great number of maximums both of high and low intensity is observed. To release low-intensity relaxation transitions observed, in small temperature intervals the results were justified with the reproducibility at repeated changes. To study the relaxation transitions with the method of structural relaxation one of the thermophysical methods have been used the dynamic method of changing heat capacity [5] within the temperature range  $-160 \text{ }^\circ\text{C}$  to  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  at a temperature scanning speed of  $W = 2.5 \text{ K/min}$ . The precision of measuring of heat capacity was  $0.02 \text{ kJ/kg}\cdot\text{K}$ .

For comparison the data for the cross-linked polymer with ED - 22 oligomer base plasticized with methyl tetrahydrophthalate anhydride. It follows from the experimental data that all small scale  $\gamma$ ,  $\beta$ ,  $\mu_{\text{H}}$  and  $\pi$  transitions are characterised for the linear and cross-linked polymer practically with the some transition temperatures and activation energies. This is explained with the fact that kinetic units of small-scale processes are much less than internode chain in a cross-linked polymer. Thus, the molecular mass of the lattice chain of the cross-linked polymer is about  $M = 400$  while the biggest fragment of a kinetic unit, i.e. a crankshaft group has the molecular mass  $M = 74$  and linear parameters are one order lower than the internode chain.

A substantial difference between a linear and a cross-linked polymer is observed for  $\alpha$ -relaxation as well as for  $\alpha'$ -relaxation (splitting of  $\alpha$ -process is characteristic of many polymers) [6, 7]. The main cause of the splitting is connected, with the existence of two (or more) structures of different origin in amorphous polymer component.

Comparing the relaxation properties of the linear and the highly cross-linked polymers one could draw a conclusion that both polymers are characterised by a large number of relaxation transition. Part of them pertains to intermolecular low - scale physical and chemical processes of relaxation ( $\lambda$ ,  $\delta$  and  $\beta$ -transition groups), kinetic units which are by one - two orders lower than the repeated areas of a polymer chain. The cross-linked structure practically doesn't influence the temperature of transitions and relaxation constants small - scale transitions and if it does than it does very weakly which is explained by high intermolecular interaction in the highly cross-linked polymer. Then in both polymers diagonal hydrogen and dipole bonds are present, the disintegration of which with temperature rise causes intermolecular small - scale ( $\mu_{\text{H}}$  and  $\pi$ ) relaxation processes.

Transition from a linear to a cross-linked polymer strongly affects big-scale processes of relaxation ( $\alpha$ -process of glass transition and  $\lambda$ -processes of relaxation connected with disintegration of micro - volume physical nodes of lattice) and it changes the nature of relaxation mechanism and activation energy  $U_i$  and  $B_i$  factor in the Boltzmann - Arrhenius equation for relaxation times [7]. These relaxation processes are characterised by multiplicity of transitions. For example, in the cross-linked epoxy polymer three close ( $\alpha$ -transitions are observed and in the linear one only two transitions are, one of which is strongly demonstrated and, consequently, conditions glass transition temperature ( $T_c = 100 \text{ }^\circ\text{C}$  for the cross-linked polymer and  $T_c = 26 \text{ }^\circ\text{C}$  for the linear one). In the linear cross-linked polymer relaxation differs both by relaxation parameters (activation energies  $79 \text{ kJ/mol}$  and  $140 \text{ kJ/mol}$ ) and molecular mechanism.

There are two reasons to the differences in temperatures and glass transition energies: 1) structural (chemical lattice) and 2) physical (molecular interactions). Chemical lattice nodes and increased density of the cross - linked polymer cause the decrease of molecular mobility and  $T_c$  rise. The structural difference between the linear and cross-linked polymer causes differences in molecular mechanisms of glass transition and in kinetic units (a segment in the first case and a

pulsating microvolume in the second case, comprising several internode chains of the chemical lattice).  $B_\lambda$  factors also differ respectively ( $5 \cdot 10^{-12}$  and  $1 \cdot 10^{-17}$ ).

Both in the linear and the cross - linked polymer three  $\lambda$ -transitions are observed having activation energy 65 kJ/mol and 96 kJ/mol respectively.  $B_i$  factors also differ strongly in the linear and the cross-linked polymer which is connected with small volumes of ordered microareas (physical nodes) in the cross-linked polymer and big volumes of ordered microareas in a linear polymer when chemical nodes of the lattice do not hamper segment associates formation. Irrespectively of small sizes of microvolume physical nodes in the cross-linked polymer the activation energy of  $\lambda$ -processes is higher than in the linear polymer.

This is explained by a more rigid structure of  $\lambda$ -nodes and higher density of the cross-linked polymer. There is one more peculiarity to  $\lambda$ -transitions. Though the temperatures of their transitions are significantly higher than temperatures of  $\lambda$ -transitions, but activation energies are a bit less than those of  $\alpha$ -transitions both in the linear and the cross-linked polymer. It is connected with the fact that the equation for transition temperatures calculation

$$T_i = U_i / 2.3k \lg(C_i / 2\pi\nu B_i)$$

consists of two independent parameters  $U_i$  and  $B_i$ . The decrease of  $U_i$  lowers the transition temperature  $T_i$  but the increase of  $B_i$  increases it. For  $\lambda$ -transitions the prevailing influence has greater values of  $B_i$  compared with  $\alpha$ -relaxation. That's why their temperatures  $T_\lambda$  are high. A great difference of  $B_i$  factors for  $\alpha$ - and  $\lambda$ -processes is explained by the fact that in  $\alpha$ -relaxation we deal with the mobility of a separate free segment of a polymer matrix and in  $\alpha$ -relaxation we deal with the mobility of a great number of bound segments being part of microvolumes of  $\lambda$ -nodes.

## References

1. Tulzhenskova O.S., Sichkar T.G., Yanchevsky L.K., Shut A.M. Calorimetric study on relaxation characteristics of epoxy polymers // *Functional Materials*. – 2017. – Vol. 24, № 4. – P.673-677.
2. Shut M.I., Sichkar T.G., Yanchevsky L.K., Tulzhenskova O.S., Rokytskyi M.O. Investigation of the relaxation characteristics of epoxy polymers by calorimetric method // *Materials of the X International Conference “Topical Problems of Semiconductor Physics”* (June 26-29, 2018, Truskavets, Ukraine). – 2018. – P.196-198.
3. Рокицький М.О., Василенко С.Л., Рокицька Г.В., Борбич Ю.О., Банак Р.Д. Лабораторна робота: “Дослідження комплексних характеристик механічних властивостей полімерних нанокompозитів” // *Науковий часопис НПУ імені М.П. Драгоманова. Серія 3. Фізика і математика у вищій і середній школі*, Київ: НПУ імені М.П. Драгоманова. – 2014. - № 13. – С.25-33.
4. Рокицька Г.В., Шут А.М., Розанович В.Ю., Рокицький М.О., Шут М.І. Особливості температурних залежностей спектрів внутрішнього тертя полімерних композитів систем пентапласт – AgI та пентапласт – ВНТ // *Матеріали VI Міжнародної науково-практичної конференції “Структурна релаксація у твердих тілах” 22-24 травня 2018, м. Вінниця*) – 2018. – С.89-91.
5. Shut M.I., Rokitskiy M.A., Shut A.M., Rokitskaya G.V. Determination of relaxation characteristics complex for penton – AgI matrix – disperse system // *Functional Materials*. – 2013. – Vol. 20, № 2. – P.221-226.
6. Рокицький М.О., Демченко В.Л., Рокицька Г.В., Шут А.М., Шут М.І. Термомеханічні та релаксаційні властивості полімерних композитів пентапласт - AgI та пентапласт - ВНТ // *Полімерний журнал*. – 2020. – Т.42, № 1. – С. 36-43.
7. Шут М.І., Рокицький М.О., Демченко В.Л., Рокицька Г.В., Шут А.М. Дослідження релаксаційних процесів у наповненому пентапласті термомеханічним методом // *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*. – 2020. – Т.18, № 4. – С. 1017-1029.



## ВПЛИВ ТОПОЛОГІЧНИХ І МІЖМОЛЕКУЛЯРНИХ ФАКТОРІВ НА РЕЛАКСАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІМЕРІВ НА ОСНОВІ ЕД-22

М. І. Шут, Т. Г. Січкач, М. О. Рокицький, Г. В. Рокицька

Національний педагогічний університет імені М. П. Драгоманова, Київ, Україна

**Анотація.** Вивчалися релаксаційні процеси в спеціально синтезованому лінійному епоксидному полімері, отриманому на основі олігомеру ЕД-22 та азелаїнової кислоти. Релаксаційні переходи, що спостерігаються в лінійному полімері методами механічної та структурної релаксації, були зрівняні з релаксаційними переходами в високосшитому сітчастому полімері на основі ЕД-22, отверженому метил-тетрагідрофталієвим ангідридом. Малі переходи, пов'язані з різними міжмолекулярними формами порівняні з практично тими ж температурними переходами і відповідними релаксаційними константами для шитого та лінійного полімеру. Реальні відмінності між релаксаційними переходами спостерігаються для  $\alpha$ -переходу (склування) і частково для  $\lambda$ -переходу, пов'язані зі зменшенням мікрооб'єму фізичних вузлів молекулярної ґратки. Ці відмінності пов'язані з двома чинниками: топологічним (хімічна ґратка) та міжмолекулярним (густина сітчастого полімеру вище, ніж такого ж лінійного). Хімічні процеси релаксації, пов'язані з розривом слабких хімічних зв'язків С - С та С - О пов'язані з децю вищими енергіями активації для сітчастого полімеру.

**Ключові слова:** полімер, релаксація, склування.

## RELAXATION PHENOMENA IN ETHYLENE VINYL ACETATE UNDER UV RADIATION AND MECHANICAL LOAD

V. V. Kislyuk<sup>1</sup>, V. M. Shyvaniuk<sup>1</sup>, V. V. Trachevskij<sup>2</sup>, Yu. O. Polushkin<sup>1</sup>, S. O. Kotrechnko<sup>1</sup>

<sup>1</sup>G.V.Kurdyumov Institute of Metal Physics, NAS of Ukraine, 36 Academician Vernadsky  
Boulevard, UA-03142 Kyiv, Ukraine

<sup>2</sup>Technical Center, NAS of Ukraine, Pokrovs'ka St., 13, UA-04070, Kyiv, Ukraine  
E-mail: viktor.kislyuk@gmail.com

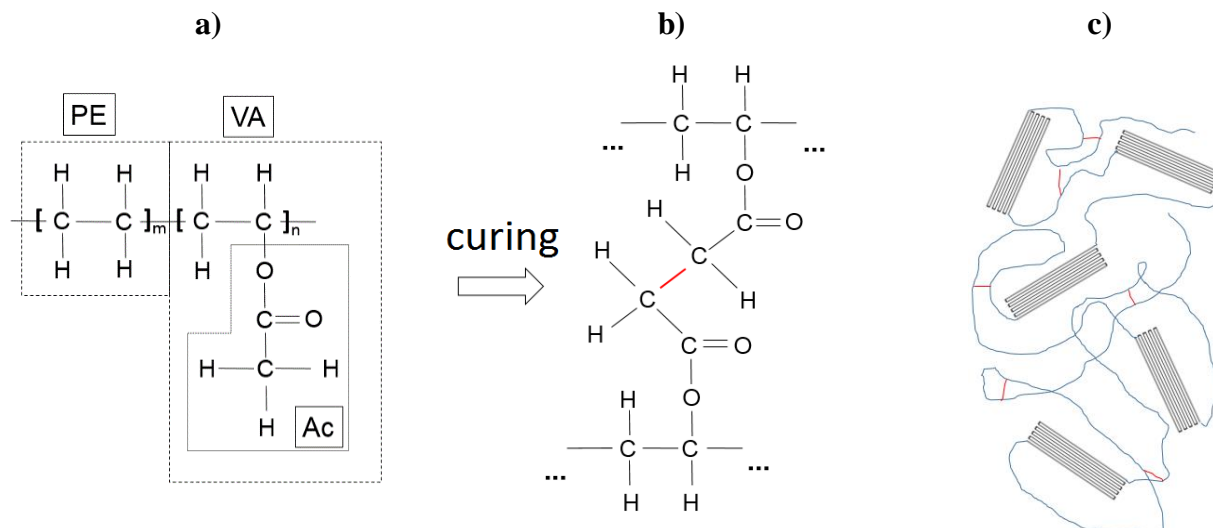
**Abstract.** Ethylene vinyl acetate (EVA) films of 0.6 mm thickness cured at 135 °C for various duration time are studied by <sup>1</sup>H NMR (nuclear magnetic resonance) and stress-strain tension testing at 50, 15 and 1 mm/min deformation rates. The influence of the ultraviolet (UV) irradiation ( $\lambda=365$  nm) is observed on the NMR spectra, in particular, on the “quasi-liquid” component (narrow band at 2 ÷ 4 ppm shift), whereas mechanical testing at 50 mm/min reveals no correlation with neither curing degree nor posttreatment in UV for half an hour. Meanwhile, the *in situ* irradiation under mechanical load produces almost an instant response of the mechanical stress corresponding to the softening of the material, which is an evidence of the synergetic nature of photo-thermo-mechanical factors.

**Keywords:** ethylene vinyl acetate (EVA), photovoltaic encapsulant, stress and strain, nuclear magnetic resonance (NMR).

Ethylene vinyl acetate is a copolymer of polyethylene (PE) and polyvinyl acetate (VA) (Fig.1a) randomly copolymerized in various ratios depending on the expected application. In particular, VA content for EVA used as an encapsulant for photovoltaic modules is 28 – 33 wt.% [1] which corresponds to the proper properties of the EVA film (transparency in visible, elasticity, adhesion, oxygen and moisture permeability). The possibility to control elasticity via vulcanization (curing) process is of a particular importance since it allows one to adjust the mechanical behavior to a specific objective. For this reason, EVA is demanded in various fields such as medicine (for medical tools with flexible mobile pieces), shoe industry, production of cables (as dielectric



insulating shell) etc. The result of the curing (annealing at elevated temperatures in presence of the curing initiator added to the material prior to its rolling into a uniform film for further commercial distribution) is the formation of the cross-linking (CL) (Fig.1b).



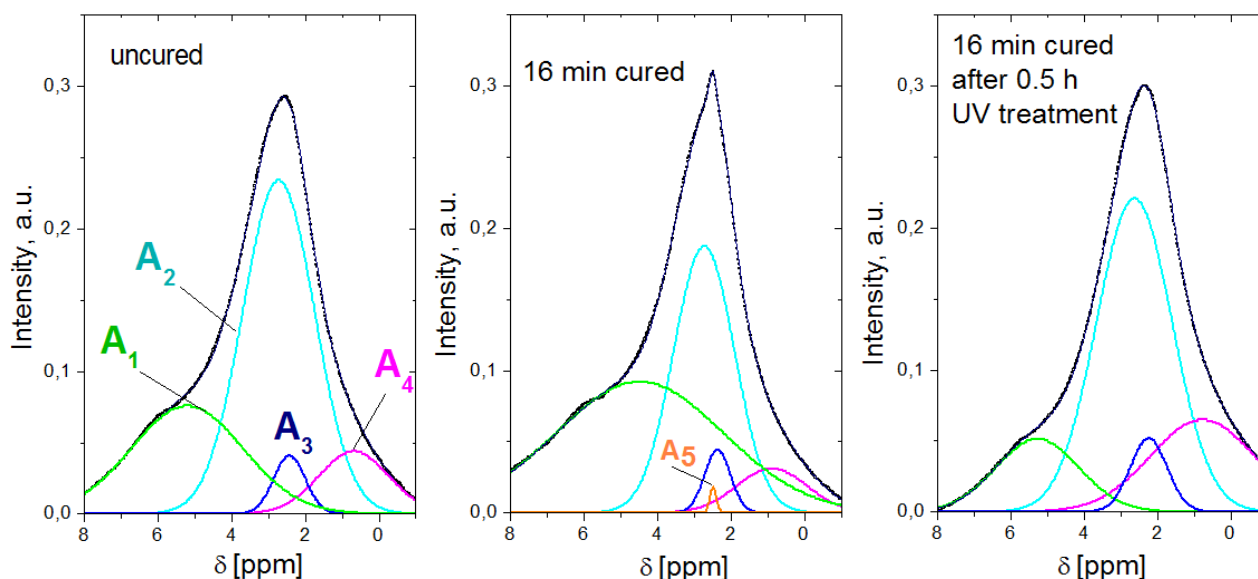
**Fig.1.** Ethylene vinyl acetate structure: a) chemical formula with PE (polyethylene component) and VA (vinyl acetate component) containing Ac (acetate group); b) curing process; c) schematic representation of the EVA morphology (reconstructed on the data from [2,3]): nanocrystalline fragments surrounded by amorphous counterpart with crosslinking (short “bridges”) produced via the curing process

However, the EVA is found to be not a perfect material [4] for the most of applications due to degradation phenomena under operating conditions (in particular, weathering when it deals with an outdoor application). In spite of this shortcoming, it still keeps its commercial attraction due to some industrial and technological inertness, and it takes its niche as a basic material for further improvements via including functional additives (nanoparticles, oxygen- and moisture blocking fillers etc.) to the EVA matrix.

This copolymer has also many options for researchers as a model object to study degradation phenomena under weathering factors. Thus, our report concerns some fundamental aspects of the UV- and mechanical stress-induced transformations of the structure and morphology in an amorphous-crystalline medium where the EVA can be attributed (Fig.1c). Besides, the development of the appropriate techniques for the rating of the EVA-based findings is up to date objective, and our report concerns some fresh view to this problem. Namely, we propose rather rare combination of the experimental techniques including  $^1H$  NMR (nuclear magnetic resonance) and stress-strain tension testing. The former is used to monitor the electron density whereas the latter allows us to observe direct consequence reflected in the modification of the mechanical properties under UV and mechanical stress.

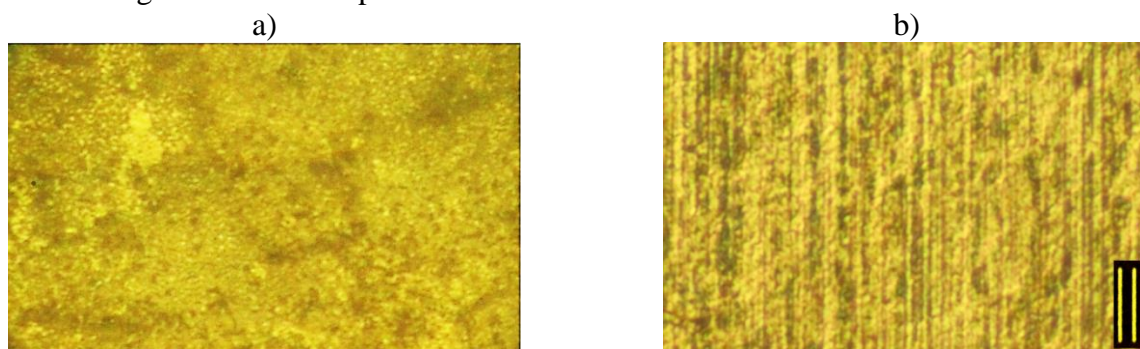
Fig. 2 demonstrates the NMR spectrum profiles for samples with different stage and type of treatment: uncured film (as it is received from the manufacturer), the film cured for 16 min at 135 °C, and the same cured film after its exposal to the UV radiation at  $\lambda=365$  nm produced by the powerful monochromatic LED source. The NMR spectra measured in the express mode (without magic angle spinning) are broadened due to local dipole-dipole interaction, which is characteristic for solids in general. There are clear features attributed each to a specific component of the polymer material on the NMR spectra. The spectra are reduced to the same integral intensity of the whole band.  $A_1$  component in initial sample has 0.28 integral intensity which points to the VA content. The component of the highest intensity ( $A_2$ ) is evidently associated with PE. The curing process induces the additional feature –  $A_5$  narrow peak relating to fragments with increased freedom for vibrational motion averaging the dipole-dipole widening.

Thus, we attribute this peak to a “quasi-liquid” phase for the peripheral fragments of the amorphous intercrystalline medium. UV radiation for 0.5 h destroys this narrow peak.



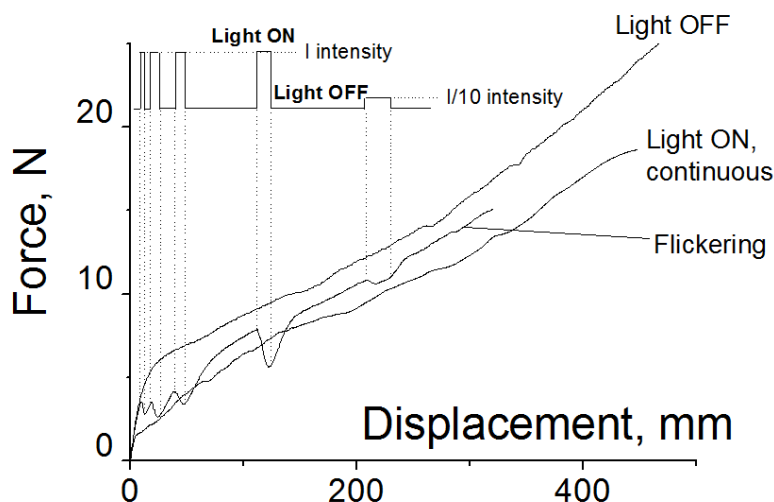
**Fig. 2.**  $^1\text{H}$  NMR spectra of EVA films: a) as synthesized (uncured); b) after 16 min cure; c) cured films after exposal to UV for 0.5 h. The spectra are convoluted with the componetns attributed to:  $A_1$  – pre-acetate C-H;  $A_2$ ,  $A_3$  –  $-\text{CH}_2-$  in PE nanocrystalline phase;  $A_4$  –  $-\text{CH}_3$  at acetate or main chain end groups;  $A_5$  – “quasi-liquid” fragments in amourphus counterpart.

The NMR turned out to be more informative technique as compared to the stress and strain diagrams which do not reflect these features and in fact demonstrate nearly the same dependences for these three different samples, in particular. However, at closer consideration, the mechanical properties macrolevel contain data on the microstructural morphology. The presence of these viscous quasi-liquid phases is, likely, the reason of the specific behavior of the Poisson coefficient ( $\nu$ ) observed for these samples. Its value is dependent on the true strain ( $\epsilon_T$ ) in different ways depending on the sample. This is monotonically increasing dependence of  $\nu(\epsilon_T)$  for some cases, but it can be non-monotonous for another one. In addition,  $\nu$  can have values both lower and higher than 0.5, which means that the deformation can take place both with increase and decrease of the volume for these elastomeric samples. A brief explanation of this behavior considers the tensional displacement either inducing formation of voids (volume increase) or similar to the process of unwinding the tangle (volume decrease). The void overlap generation is evidenced as regular parallel traces observable in microscope (Fig.3). These traces are formed as the void overlaps while tensional elongation of the sample.



**Fig.3.** Microphotography of a sample before (a) and after (b) the deformation. The scale bars are at 0.01 mm distance

One more specific feature of the relaxation in these materials is revealed at simultaneous impacts of the mechanical tension and UV radiation. The UV beam produces decrease of the mechanical stress (Fig.4) with the following behavior: i) the time constant of the stress response is much shorter than the  $\dot{\epsilon}^{-1}$  ( $\dot{\epsilon}$  is the strain rate); ii) the recover takes place almost with the same time constant; iii) the response amplitude is proportional to the light intensity. Such a behavior demonstrates the synergetic nature of degradation inducing factors.



**Fig.4.** Results of the mechanical stress-strain tensional testing at various conditions. **Inset.** The form of the light pulses with two values of intensity  $I$  and  $I/10$ .

#### References

1. A. M. Henderson, *IEEE Electrical Insulation Magazine*, **9(1)**, 30 (1993)-Vo1.9, No. 1 30, DOI: [10.1109/57.249923](https://doi.org/10.1109/57.249923).
2. Ch. Hirschl, L. Neumaier, W. Mühleisen, M. Zauner, G. Oreski, G.C. Eder, S. Seufzer, Ch. Berge, E. Rüländ, M. Kraft, *Sol. En. Mater. and Solar Cells*, **152**, 10 (2016), <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.03.019>.
3. B.K. Sharma, U. Desai, A. Singh, A. Singh. *J. Appl. Polym.*, 48268 (2019), DOI: 10.1002/APP.48268.
4. O. Hasan, A. F. M. Arif, patent US20160162616, 09.06.2016.

#### РЕЛАКСАЦІЙНІ ЯВИЩА В ЕТИЛЕН ВІНІЛ АЦЕТАТІ

#### ПІД ДІЄЮ УФ ВИПРОМІНЮВАННЯ ТА МЕХАНІЧНОГО НАПРУЖЕННЯ

В. В. Кислюк<sup>1</sup>, В. М. Шиванюк<sup>1</sup>, В. В. Трачевський<sup>2</sup>, Ю. О. Полушкін<sup>1</sup>, С. О. Котречко<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Інститут металофізики імені Г.В.Курдюмова НАН України, бульвар Академіка Вернадського  
36, 03142 Київ, Україна

<sup>2</sup>Технічний центр НАН України, вулиця Покровська 13, 04070 Київ, Україна  
E-mail: viktor.kislyuk@gmail.com

**Анотація.** Плівки етилен вініл ацетату (ЕВА) товщиною 0.6 мм після вулканізації при температурі 135 °С упродовж різних тривалостей обробки досліджували методом <sup>1</sup>H ЯМР (ядерного магнітного резонансу) та випробовували на розтяг з різними швидкостями деформації 50, 15 та 1 мм/хв. Спостерігався вплив опромінення ультрафіолетом (УФ) ( $\lambda=365$  nm) на ЯМР спектри, зокрема на компонент спектру, який пов'язаний з аморфною («квазі-рідкою») складовою співполімерної плівки (вузька смуга в діапазоні хімічного зсуву 2 ÷ 4 ppm), тоді як, механічні випробування на швидкості деформації 50 мм/хв. не виявили жодної кореляції ні зі ступенем вулканізації ні з наступною обробкою в УФ променях протягом півгодини. Разом з тим, опромінення плівки *in situ* під час механічного навантаження одразу

дає майже миттєвий відгук механічного напруження, що відповідає пластифікації матеріалу і є свідченням синергетичної природи фото-термо-механічних факторів.

**Ключові слова:** етилен вініл ацетат (ЕВА), інкапсулянт сонячних модулів, напруження-деформація, ядерний магнітний резонанс (ЯМР).

## ІНВЕРСНИЙ ЕФЕКТ БЛИЗЬКОСТІ В ГІБРИДНІЙ СТРУКТУРІ З ВИСОКОЮ ПРОЗОРИСТЮ БАР'ЄРУ

Е. Є. Зубов \*

\* *Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, 36, бульвар Академіка Вернадського, 03142, Київ, Україна*

*Донецький національний університет імені Василя Стуса, 21, вул. 600-річчя, 21021, Вінниця, Україна, eezubov@ukr.net*

**Анотація.** В рамках діаграмного методу теорії збурень у наближенні ефективного поля розглянуто вплив тунельного бар'єру на спонтанну надпровідність в гібридній структурі «нормальний метал-надпровідник». Розраховані функції Гріна вказують на суттєве зростання як процесів некогерентного розсіювання тунелюючих електронів, так і теплових флуктуацій на параметр порядку при наближенні до критичної прозорості бар'єру, коли в основному стані зникає надпровідність. Показано, що температура надпровідності має немонотонну залежність від прозорості бар'єру, а також проведено порівняння результатів експерименту і теорії для структури Al-Pb.

**Ключові слова:** надпровідність, критична температура, гібридна структура, тунельний бар'єр, когерентність

Проблема строгого квантовомеханічного аналізу явища надпровідності і ефекту близькості в гібридних структурах «нормальний метал-надпровідник» дотепер не втратила своєї актуальності. Зокрема, пошук і реалізація ферміонів Майорана на основі вказаного ефекту в системі надпровідника з  $s$ -симетрією і топологічного ізолятора мають важливе значення для формування когерентних кубітних станів в майбутніх квантових комп'ютерах [1].

Слід відмітити, що для аналізу великого масиву експериментальних даних розроблено різноманітні теоретичні методи дослідження спостережуваних явищ в гібридних структурах, які базуються на відомих рівняннях Горькова, Мак-Міллана і їх квазікласичних наближеннях. Незважаючи на безсумнівний успіх таких підходів до аналізу досить складних кооперативних фізичних процесів, вказані теорії є лінійними, що суттєво ускладнює дослідження різноманітних квантовомеханічних особливостей гетероструктур з досить прозорими бар'єрами.

Раніше нами було запропоновано наближення ефективного поля в рамках діаграмного методу теорії збурень для рішення широкого кола задач у фізиці конденсованих середовищ [2]. Виявилось, що вже в нульовому наближенні по зворотному ефективному радіусу електронної взаємодії можна побудувати нелінійну теорію ефекту близькості в гібридній структурі «нормальний метал-надпровідник», в якій відсутні феноменологічні параметри. При цьому можна знехтувати просторовою неоднорідністю параметра порядку, що значно спрощує задачу і дозволяє визначити критичну температуру  $T_C$ , спонтанну і індуковану щільності як функції тільки мікроскопічних параметрів гамільтоніана. В даній роботі вивчається вплив електронного тунелювання на надпровідник, тобто явище інверсного ефекту близькості.

Розглянемо повний гамільтоніан гібридної структури «нормальний метал-надпровідник» як суму традиційних гамільтоніанів теорії БКШ і газу ферміонів з тунелюванням у вигляді

$$\hat{H}_T = \sum_{il\sigma} \left\{ T_{il} c_{i\sigma}^+ a_{l\sigma} + T_{il}^* a_{l\sigma}^+ c_{i\sigma} \right\}, \quad (1)$$

де  $T_{il}$  - координатне представлення тунельного матричного елементу,  $c_{i\sigma}^+$  ( $c_{i\sigma}$ ) і  $a_{i\sigma}^+$  ( $a_{i\sigma}$ ) - оператори народження (знищення) електронів у вузлі  $i$  зі спіном  $\sigma$  для металу і надпровідника, відповідно.

Вираз для фур'є-образу щільності функції  $\Delta_{k\sigma}$  має традиційний вигляд:

$$\Delta_{k\sigma} = \sum_q V_{k-q}^{el-ph} \langle a_{-q-\sigma} a_{q\sigma} \rangle, \quad (2)$$

де  $V_{k-q}^{el-ph}$  - матричний елемент електрон-фононного зв'язку, а аномальний корелятор  $\langle a_{-q-\sigma} a_{q\sigma} \rangle$  визначається через відповідну причинну функцію Гріна  $Z_{-q-\sigma}^-(\omega) = -\langle T a_{-q-\sigma}(\tau) a_{q\sigma}(0) \rangle_\omega$  за допомогою співвідношення

$$\langle a_{-q-\sigma} a_{q\sigma} \rangle = -\beta \sum_i \text{Res} \left[ Z_{-q-\sigma}^-(\omega) (f(\omega) - 1) \right] \Big|_i \quad (3)$$

В формулі (3) символ  $\text{Res}[\dots]_i$  відноситься до  $i$ -го полюсу функції  $Z_{-q-\sigma}^-(\omega)$ ,  $1/\beta = T$  - температура і  $f(\omega)$  - функція розподілу Фермі по частоті  $\omega$ . В рамках наближення ефективного поля отримано наступний вираз для функції Гріна  $Z_{-q-\sigma}^-(\omega + i\delta)$ :

$$Z_{-q-\sigma}^-(\omega + i\delta) = \frac{\Delta_{q\sigma} / \beta}{\left[ \omega + i\delta - \xi_q - \tilde{\varphi}_1(\omega + i\delta) \right] \left[ \omega + i\delta + \xi_q - \tilde{\varphi}_2(\omega + i\delta) \right] - |\Delta_{q\sigma}|^2}, \quad (4)$$

де  $\xi_q = \varepsilon_q - \mu_1$  - енергія електрона в надпровіднику відносно рівня Фермі  $\mu_1$ , а аналітично продовженні функції  $\tilde{\varphi}_1(\omega + i\delta)$  і  $\tilde{\varphi}_2(\omega + i\delta)$  описують вплив некогерентних електронних збуджень металу на надпровідник. Відповідні вирази для них мають вигляд:

$$\begin{aligned} \tilde{\varphi}_1(\omega) &= -\Gamma_N \left( 2 + \ln \left( \frac{\omega}{4\mu_1} \right) \right) \\ \tilde{\varphi}_2(\omega) &= \Gamma_N \left( 2 + \ln \left( \frac{-\omega}{4\mu_1} \right) \right) \end{aligned} \quad (5)$$

Множник  $\Gamma_N = |B|^2 \rho_N(\mu_1)$  визначає прозорість бар'єру,  $|T_{pq}|^2 = |B|^2$  і не залежить від хвильових векторів, а  $\rho_N(\mu_1)$  є щільністю електронних станів на рівні Фермі в об'ємі металу  $V_N$ . В загальному випадку функція (4) має полюси  $\omega_{q\sigma}^\pm$  в комплексній площині частот  $\omega$ , які є рішеннями самоузгодженого рівняння

$$\omega_{q\sigma}^\pm = -\frac{1}{2} i\pi \Gamma_N \text{sign}(\arg \omega_{q\sigma}^\pm) \pm \sqrt{\left( \xi_q - \Gamma_N \left( 2 + \ln \left[ \frac{\omega_{q\sigma}^\pm}{4\mu_1} \right] \right) + \frac{1}{2} i\pi \Gamma_N \text{sign}(\arg \omega_{q\sigma}^\pm) \right)^2 + |\Delta_{q\sigma}|^2}, \quad (6)$$

Причому  $\omega_{q\sigma}^- = -\omega_{q\sigma}^+$ . Таким чином, спектр збуджень надконденсатних електронів може бути некогерентним, а відповідна релаксація залежить від прозорості бар'єра для тунелюючих електронів.

На рис. 1 показані дійсні і уявні частини (на вставці) самоузгодженого рішення  $\omega_{q\sigma}^+$  рівняння (6) як функції  $\xi_q$  для структури Al-Sn з параметрами  $\mu_1 = 6$  еВ і константою

електрон-фононного зв'язку  $\lambda = 0.245$  для  $\Gamma_N = 2$  і 3.495 К (критична прозорість) при температурах  $T > T_C$ , коли щілина  $|\Delta_{q\sigma}|$  надпровідника Sn зникає. З рисунку видно, що електронний спектр нижче точки зламу є некогерентним, при чому зі зростанням  $\Gamma_N$  ступінь некогерентності підвищується (див. вставку).

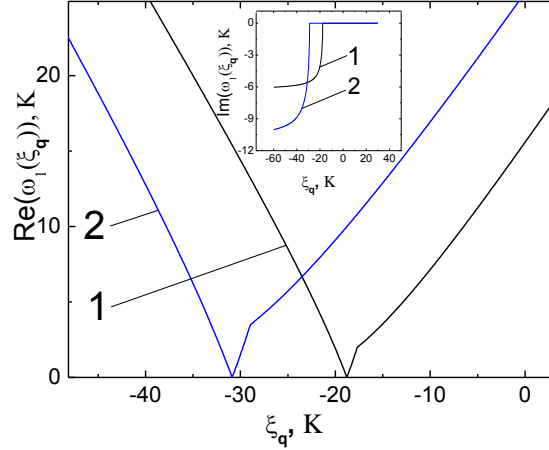


Рис. 1. Дійсні і уявні (вставка) частини спектру електронних збуджень  $\omega_{q\sigma}^+$  надпровідника як функції енергії електронів  $\xi_q$  відносно рівня Фермі для структури Al-Sn при відсутності параметра порядку

З урахуванням (2) і (3) отримуємо інтегральне комплексне рівняння для спонтанної щілини

$$\Delta_{k\sigma} = \lambda \int_{-\omega_D}^{\omega_D} \frac{\Delta_{q\sigma}}{2\omega_{q\sigma}} \tanh\left(\frac{\omega_{q\sigma}}{2T}\right) d\xi_q, \quad (7)$$

де  $\omega_D$  - частота Дебая. В найпростішому випадку  $s$ -щілини  $\Delta_S = |\Delta_{k\sigma}|$  з просторово однорідною фазою рівняння (7) для  $\Delta_S$  має вигляд

$$1 = \lambda \left| \int_{-\omega_D}^{\omega_D} \frac{1}{2\omega_{q\sigma}} \tanh\left(\frac{\omega_{q\sigma}}{2T}\right) d\xi_q \right| \quad (8)$$

Для визначення  $T_C$  в рівнянні (8) припускаємо  $\Delta_S = 0$ .

На рис. 2а показано фазову діаграму в координатах  $T_C - \Gamma_N$  для гібридної структури Al-Pb при значеннях параметрів  $\mu_I = 9.9$  еВ,  $\omega_D = 96$  К і  $\lambda = 0.39$ , яку розраховано чисельно із рівняння (8). На рисунку визначено символами ділянки, які відповідають областям падіння і зростання  $T_C$  із ростом  $\Gamma_N$ . Дана залежність також визначає температурні області існування і відсутності надпровідної фази, що вказує на появу повторної (reentrant) надпровідності, яка спостерігалася, зокрема, в роботі [3]. На рис. 2б показано експериментальні величини  $T_C$  (точки) для сандвіча Al-Pb в залежності від товщини  $d_{Pb}$  надпровідної плівки Pb з фіксованою товщиною нормального металу Al (використано дані роботи [4]). Теоретична крива розраховувалась для кожної ділянки АВ, ВС і CD окремо. Для встановлення співвідношення між  $\Gamma_N$  і  $d_{Pb}$  перша точка кожної ділянки дорівнювала теоретичному значенню на рис. 2а. Виявилось, що краща відповідність теорії і експерименту досягається на ділянці АВ при  $\Gamma_N = S d_{Al} \rho(\mu_2) B^2$ , де  $S$  – площа контакту,  $d_{Al}$  і  $\rho(\mu_2)$  - товщина і електронна щільність станів для плівки Al, відповідно, а  $B^2 = \frac{C}{d_{Al} d_{Pb}}$ . Таким чином, маємо  $\Gamma_N = k_{AB} / d_{Pb}$  і



$k_{AB} = 3800 \text{ \AA}$ . На ділянці BC і CD, що відповідають більш тонкій плівці Pb кращою є експоненціальна залежність  $\Gamma_N = De^{\alpha d_{Pb}}$ .

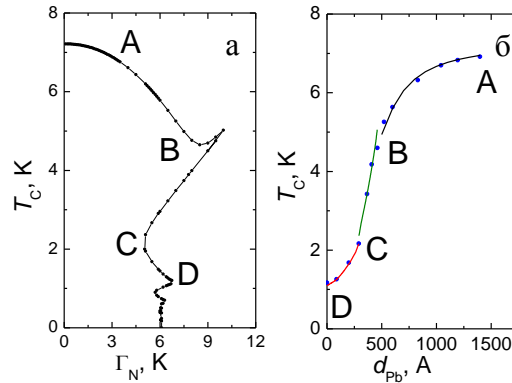


Рис.2. а) Критична температура  $T_C$  надпровідності як функція бар'єрної прозорості  $\Gamma_N$  для гібридної структури Al-Pb; б) експериментальні дані роботи [4] і теоретична залежність  $T_C$  сандвіча Al-Pb від товщини  $d_{Pb}$  плівки Pb з фіксованою товщиною 4400 Å плівки Al

Невідомі константи  $D$  і  $\alpha$  визначались із умови тотожності експериментальних і теоретичних значень  $T_C$  двох близьких точок, що відповідає для ділянки BC коефіцієнту  $D = 1.563 \text{ K}$ ,  $\alpha = 0.0041 \text{ \AA}^{-1}$ , а для CD відповідно 7.379 K і  $-0.0014 \text{ \AA}^{-1}$ . На основі отриманих констант побудовано теоретичні криві на відповідних ділянках рис. 2б, які добре погоджуються з експериментом за винятком граничних областей.

Отримані результати відображають суттєвий вплив некогерентних електронних збуджень, обумовлених наявністю тунельного бар'єра, та теплових флуктуацій на формування надпровідного стану поблизу критичної прозорості  $\Gamma_N$ .

Дослідження виконано в рамках програми фундаментальних досліджень Міністерства освіти і науки України, проєкт № 0120U102059.

### Література

1. L. Fu, C.L. Kane, *Phys. Rev. Lett.* **100**, 096407 (2008).
2. E. E. Zubov and E. S. Zhitlukhina, *Effective field approach to transition-metal oxide systems: Magnetism, transport and spectral properties* (Vinnytsia: Vasyl' Stus DonNU: 2019, ISBN 978-966-949-157-2).
3. V. Zdravkov, A. Sidorenko, G. Obermeier, S. Gsell, M. Schreck, C. Muller, S.Horn, R. Tidecks, L.R. Tagirov, *Phys.Rev.Lett.* **97**, 057004 (2006).
4. J.J. Hauser, H.C. Theuerer, *Phys.Rev.Lett.* **69**, 104429 (2004).

## INVERSE PROXIMITY EFFECT IN A HYBRID STRUCTURE WITH HIGH BARRIER TRANSPARENCY

**E. E. Zubov**

G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics,  
 NASU, 03680, Kyiv, Ukraine, Acad. Vernadsky Boulevard 36;  
 Vasyl' Stus Donetsk National University,  
 21021, Vinnytsia, Ukraine,  
 str. 600-richya, 21

**Abstract.** *In the framework of the diagram method of the perturbation theory, an effect of the tunnel barrier on the spontaneous superconductivity in the hybrid structure "normal metal-superconductor" is considered within the effective field approximation. The calculated Green's*

*functions exhibit significant increase in the effects of both incoherent scattering of tunneling electrons and thermal fluctuations on the order parameter when the critical transparency of the barrier is approaching and superconductivity disappears in the ground state. It is shown that the superconducting temperature has a nonmonotonic dependence on the barrier transparency, experimental data for an Al-Pb structure is compared to theoretical predictions.*

**Keywords:** superconductivity, critical temperature, hybrid structure, tunnel barrier, coherence

## **ФОРМУВАННЯ ПОЛІКРИСТАЛІВ ПІД ЧАС СПІКАННЯ ЗА ВИСОКОГО ТИСКУ АЛМАЗНИХ ПОРОШКІВ, СИНТЕЗОВАНИХ В СИСТЕМІ Mg–Zn–C**

**О. О. Бочечка, О. І. Чернієнко, О. В. Куш, В. В. Гаращенко**

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, вул. Автозаводська, 2,  
obochechka@gmail.com

**Анотація.** Описано спікання під дією високого тиску алмазних порошків, синтезованих в системі Mg–Zn–C. Показано, що поєднання в вихідній суміші для спікання дрібної та крупної фракцій дозволяє зменшити в 2,46 рази залишкову пористість в порівнянні зі спіканням за такого ж тиску алмазних порошків, синтезованих в системах на основі металів групи заліза, і досягти твердості полікристала 50,7 ГПа за навантаження на індентор Кнупа 9,8 Н.

**Ключові слова:** алмазний порошок, високий тиск, спікання, алмазний полікристал, твердість

Використання для спікання алмазних порошків, кристалізованих в традиційних ростових системах на основі металів і сплавів з елементів групи заліза, обмежує рівень термостабільності одержаних полікристалів. Використання нетрадиційних розчинників вуглецю дозволяє підвищити ефективність одержання та покращити властивості порошків алмазу [1]. В 1975 р. співробітниками ІНМ НАН України був розроблений спосіб одержання (синтезу) алмазу з використанням як розчинника сплаву MgZn [2].

Як було показано в роботі [3], термостабільність алмазних порошків, яка характеризує зміну показника міцності після нагрівання, для алмазних порошків, синтезованих в системі Mg–Zn–B–C зростає на всьому діапазоні концентрацій.

За тиску 8 ГПа та температури 1700 °С в системі Mg–Zn –C було здійснено перекристалізацію графіту в алмаз – синтезовано алмазні порошки. Після синтезу проведено хімічне очищення продукту синтезу та здійснено за допомогою вібростит класифікацію одержаного алмазного порошку за зернистостями.

Дослідження поглинання електромагнітного випромінювання в інфрачервоній області синтезованим алмазним порошком показали, що в спектрі наявний пік 2820 см<sup>-1</sup> (рис. 1), який відповідає центрам поглинання, утвореним при заміщенні в ґратці алмазу атомів вуглецю атомами бору, тобто синтезований порошок алмазу відноситься до типу Пв.

Коефіцієнт перетворення графіту в алмаз, який є кількісною характеристикою інтенсивності кристалізації алмазу, для дослідженої системи Mg–Zn–C складає 64 %, а максимальна кількість алмазного порошку (біля 50 %) відповідає зернистості 80/50. Із зменшення розміру зерен зменшується кількість монокристалів в одному зерні та збільшується кількість монокристалічних зерен. Так зерна фракції < 40 мкм в більшості є монокристалами.



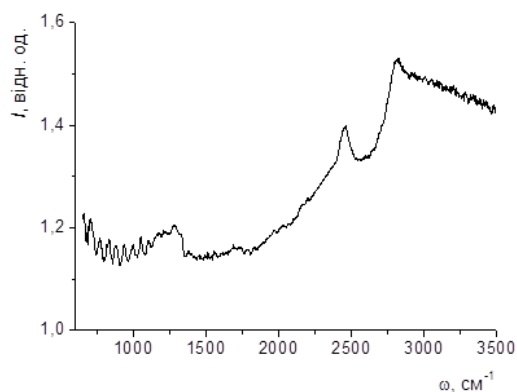


Рис.1. Спектр поглинання інфрачервоного випромінювання порошком алмазу зернистості 125/100, синтезованим в системі Mg–Zn –C

Склад вихідних алмазних порошоків для спікання полікристалів за розмірами фракцій наведено в табл. 1.

Таблиця 1. Склад вихідних алмазних порошоків для спікання полікристалів

№	Вміст фракцій, % (мас.)				
	< 40 мкм після ситової класифікації продукту синтезу	< 40 мкм після подрібнення фракцій 80/50 та 50/40	100/80	125/100	> 125 мкм
1	100,0	–	–	–	–
2	–	100,0	–	–	–
3	60,0	–	25,0	11,1	3,9
4	–	60,0	25,0	11,1	3,9

У таблиці 2 наведено густину та твердість зразків полікристалів, спечених упродовж 20 с з досліджених алмазних порошоків під дією тиску 8 ГПа за різних температур. Твердість визначали методом індентування за навантаження на індентор Кнупа 9,8 Н.

Таблиця 2. Густина та твердість зразків полікристалів, спечених за різних температур з алмазних порошоків, склад яких наведено в табл. 1

Номер порошку в табл. 1.	Температура спікання, °C	Густина, г/см <sup>3</sup>	Твердість, ГПа
1	1840	3,44	47,6
1	2000	3,46	47,0
2	1840	3,40	31,2
2	1900	3,37	34,5
3	1750	3,44	46,7
3	1800	3,46	50,7
4	1700	3,38	37,5
4	1840	3,43	40,8

Як видно з таблиці, полікристал з найбільшою густиною має найвищу твердість. Залишкова пористість цього полікристалу складає 1,3 %. Таким чином, додавання крупної фракції до дрібної веде до подальшого підвищення ступеня ущільнення – спікання суміші синтезованих алмазних порошоків – зернистістю 100/80 (40 %) та дрібнодисперсного з розміром алмазних частинок менше 40 мкм, одержаного класифікацією продукту синтезу, за температури 1800 °С та тиску 8 ГПа дозволяє зменшити в 2,46 рази залишкову пористість в порівнянні зі спіканням за такого ж тиску алмазних порошоків, синтезованих в системах на основі металів групи заліза [4]. Твердість цього полікристалу, визначена за навантаження на індентор Кнупа 9,8 Н, становить 50,7 ГПа, що складає 67 % від твердості монокристала природного алмазу типу Ia (грань (100)) [5].

В цілому, підвищення твердості відбувається за рахунок покращення спікання алмазних порошоків. Про це свідчить залежність твердості одержаних полікристалів від ступеня ущільнення порошку (відносної густини полікристалу) (рис. 2).

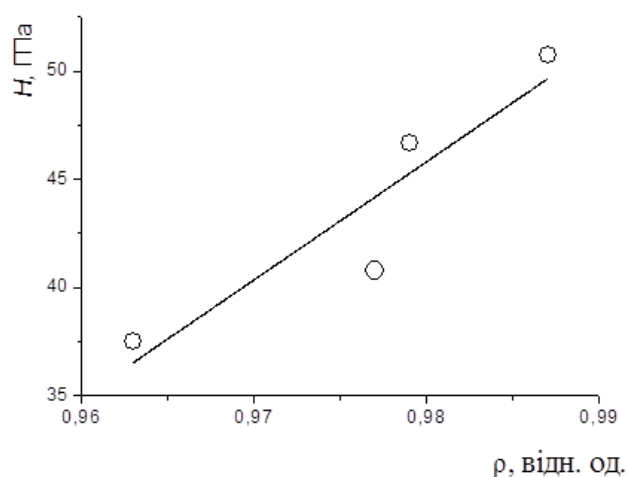


Рис. 2. Кореляція між твердістю та відносною густиною полікристалів, спечених із сумішей алмазних порошоків дрібної та крупної фракцій

### Література

1. Сверхтвердые материалы. Получение и применение. Монография в 6 томах. Т. 1: Синтез алмаза и подобных материалов / Отв. ред. А.А. Шульженко. Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля, ИПЦ «АЛКОН» НАНУ, 2003. 320 с.
2. Пат. 1377104 (Великобритания). Синтез алмаза / В.Н. Бакуль, А.А. Шульженко, А.Ф. Гетьман. Опубл. 09.04.75.
3. Черниенко А.И., Бочечка А.А. Термостабильность и уровень остаточных напряжений в алмазных зернах, синтезированных в системе Mg–Zn–B–C // Тезисы 3-й международной Самсоновской конференции «Материаловедение тугоплавких соединений», Киев, Украина, 23-25 мая 2012 г. Киев, 2012. С. 99.
4. Бочечка О.О. Фізико-хімічні основи спікання алмазних порошоків під дією високого тиску та високої температури. К.: Наукова думка, 2019. 240 с.
5. Физические свойства алмаза: Справочник. Под ред. Н.В. Новикова. Киев: Наукова думка, 1987. 192 с.

### POLYCRYSTALS FORMATION DURING HIGH PRESSURE SINTERING OF DIAMOND POWDERS SYNTHESIZED IN THE MG–ZN–C SYSTEM

O. O. Bochekha, O. I. Chernienko, O. V. Kushch, V. V. Garashchenko

V. Bakul Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine

**Abstract.** *Sintering under the action of high pressure of diamond powders synthesized in the Mg – Zn – C system is described. It is shown that the combination in the initial mixture for sintering of small and large fractions allows to reduce by 2.46 times the residual porosity compared to sintering at the same pressure of diamond powders synthesized in systems based on iron group metals, and to achieve polycrystal hardness of 50.7 GPa for the load on the Knoop indenter 9.8 N.*

**Keywords:** diamond powder, high pressure, sintering, diamond polycrystal, hardness

## СТАНОВЛЕННЯ ТА РОЗВИТОК МЕТОДУ І ТЕХНОЛОГІЇ УЛЬТРАЗВУКОВОЇ УДАРНОЇ ОБРОБКИ

**Г.І. Прокопенко**, **Б.М. Мордюк**

Інститут металофізики ім. Г.В.Курдюмова НАН України, Київ, Україна

**Анотація.** *Розглянуто етапи розвитку науково-технічного напрямку, пов'язаного з розробкою фізичних основ і технології високочастотного ударного навантаження поверхні металевих виробів за допомогою ультразвукових інструментів. Обговорені різні схеми ультразвукового навантаження, придатні для оброблення деталей та/або зварних з'єднань різної форми – безабразивна фінішна обробка, ультразвукова ударна обробка (високочастотна механічна проковка), обробка металевими кульками в ультразвуковому стакані. Висвітлені основні ефекти, а саме: зниження шорсткості поверхні, інтенсивна пластична деформація приповерхневих шарів, їх наноструктуризація, зміцнення, перерозподіл залишкових напружень та підвищення експлуатаційних властивостей (опору корозії, зношуванню та втомі).*

**Ключові слова:** високочастотне ударне навантаження, ультразвукова ударна обробка, безабразивна фінішна обробка

Дія ультразвукових коливань на метали в твердому стані з амплітудою, вище певної критичної, вивчалася ще в 30-х роках минулого сторіччя. Проте найбільш інтенсивні дослідження в цьому напрямі були розпочаті у післявоєнні роки. Багатьма дослідниками було встановлено, що інтенсивність ультразвуку понад  $\sim 10$  Вт/мм<sup>2</sup> призводить, насамперед, до збільшення густини дислокацій і точкових дефектів в металах і сплавах. Структурні перетворення, а також прискорення дифузійних процесів під дією ультразвуку, надали можливість цілеспрямованого впливу на фізико-механічні властивості функціональних і конструкційних матеріалів. Було встановлено, що сумісна дія ультразвуку високої інтенсивності і статичних навантажень стиску або розтягу призводить до зменшення напружень при деформації металів. Так, у 1955 році Блаха і Лангенеккер відкрили ефект зниження зусилля деформації при розтягуванні кристалів цинку з накладенням ультразвуку [1]. Ефект Блаха – Лангенеккера відкрив перспективи практичного використання ультразвуку в технологічних процесах, спрямованих на зміну форми металевих виробів, наприклад, при волочінні дроту, виробництві труб і т.п. Це відкриття викликало широкомасштабні дослідження в різних країнах світу, перш за все, в Росії, Україні та Білорусі. Були опубліковані численні статті та монографії [2-7], в яких основна увага приділялася вивченню особливостей структурних і фазових перетворень при дії ультразвуку, питанням прискорення дифузії, а також становленню нових ультразвукових технологій. Результати щодо впливу ультразвуку на фізичні властивості металів і сплавів узагальнені в огляді [8].

Проте, не дивлячись на значні успіхи в розумінні механізмів дії ультразвукових коливань на речовини в твердій фазі, широкого поширення в промисловості ультразвук не набув. Необхідно підкреслити, що промислові ультразвукові установки працюють на низьких ультразвукових частотах (17 –22 кГц), а магніострикційні або п'єзокерамічні

випромінювачі мають свою певну резонансну частоту. Вони добре працюють, коли зразок або виріб, жорстко приєднані до випромінювача і мають розміри, кратні половині довжини хвилі в матеріалі. В даному випадку максимальне знакозмінне напруження та структурні зміни будуть спостерігатись у невеликих ділянках (20 – 30 мм) на відстані чверті довжини хвилі. Ця обставина істотно обмежувала можливість застосування ультразвуку на практиці. Тому широкого впровадження у промисловості такі технології не отримали, що викликано труднощами введення ультразвуку у вироби різної форми та розмірів. Натомість більш перспективними були роботи щодо поверхневого оброблення металевих виробів і конструкцій ультразвуковим інструментом. Якщо ультразвуковий інструмент притиснути з певним зусиллям до поверхні деталі, тоді змінюється характер високочастотної дії, яка стає переважно ударною. Такий спосіб використовувала А.В. Мордвінцева для зниження залишкових напружень при обробці зварних з'єднань [9]. В даному випадку деформуючий елемент (твердосплавний або алмазний) був жорстко з'єднаний з торцем ультразвукового випромінювача (концентратора коливань). Надалі цей напрям отримав розвиток в роботах Муханова І.І., Маркова О.І., Холопова Ю.В., Альохіна В.П. і інших дослідників, а спосіб називають «без абразивною ультразвуковою фінішною обробкою» (БУФО). Інший ударний спосіб дії на поверхню виробів за рахунок неврегульованого інтенсивного переміщення дрібних кульок (до 3 мм) в спеціальному стакані, стінки якого вібрують з ультразвуковою частотою, був запропонований інженером Стебельковим І.О. із Запоріжжя [10].

Нові можливості зміцнення поверхні за допомогою ультразвуку були отримані з винаходом способу передачі енергії ультразвукових коливань у виріб через проміжний деформуючий елемент, який розміщувався між торцем концентратора ультразвуку та оброблюваною поверхнею в невеликому проміжку (~ 0,01 – 0,05 мм) і здійснював інтенсивні вимушені коливання з частотою близько 1 – 3 кГц. Такий спосіб запропонували на початку 70-х років минулого століття Ліббі Д. і Графф К. (США), Нерубай М.С., Крилов Н.А., Поліщук А.М., Статников Ю.Ш. (Росія) і Прокопенко Г.І. (Україна). Спочатку він дістав назву «ультразвукова ударна обробка» (УЗУО), а згодом з'явилися інші терміни, такі як «високочастотна механічна проковка» (ВМП), «Ultrasonic Peening» (UP), «Ultrasonic Impact Treatment» (UIT), «High Frequency Mechanical Impact» (HFMI). Статников Ю.Ш. із співробітниками запатентував ультразвуковий інструмент з багато бойковою ударною головкою та стрижневими ударниками [11]. Він зробив значний внесок в розвиток технології УЗУО та її промислового використання. У своєму ультразвуковому обладнанні Статников Ю.Ш. використовував магнітострикційні випромінювачі, які потребували рідинного охолодження. Перша установка мала загальну вагу понад 20 кг, що ускладнювало її використання в польових умовах.

В Інституті металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, починаючи з 70-х років минулого століття й до теперішнього часу, були проведені всебічні дослідження природи процесів, що відбуваються при УЗУО. Запропоновані фізичні моделі, що пов'язують збільшення густини дислокацій і точкових дефектів із зміцненням, із зниженням деформуючих зусиль, аномальним масоперенесенням домішкових атомів, а також із релаксацією та перерозподілом залишкових напружень. Були вивчені особливості ударної взаємодії проміжного деформуючого елемента між поверхнею, що коливається з ультразвуковою частотою, і нерухомою поверхнею, яка обробляється [12]. Встановлено, що УЗУО на відміну від БУФО призводить до більш суттєвої деформації поверхневого шару металевих матеріалів.

Однією з особливостей дії ультразвуку на речовину, як у твердій, так і в рідкій фазі, вважається аномально високе прискорення поверхні випромінювача, що коливається. Воно визначається простим співвідношенням  $a_0 = A_{\max} \cdot \omega^2$ , де  $\omega = 2\pi f$ ,  $A_{\max}$  – амплітуда коливань,  $\omega$  – кругова частота,  $f$  – частота коливань випромінювача ультразвуку. При  $A_{\max} = 10$  мкм і  $f = 20$  кГц,  $a_0 = 1,57 \cdot 10^5$  м/с<sup>2</sup>, що в 16000 разів перевищує гравітаційне прискорення  $g$ . Таке велике прискорення не можна отримати під час традиційних видів

металообробки, що дозволяє вважати ультразвукову ударну обробку унікальним і високоефективним способом зміцнення металів.

Обидва різновиди ультразвукової обробки поверхні матеріалів представлені на рис. 1, а, б. У першому випадку (рис. 1, а) робочий інструмент у вигляді загартованої кульки, твердосплавного або алмазного наконечника жорстко пов'язаний з торцем ультразвукового концентратора. Вся коливальна система притискається до поверхні з силою  $F_{CT} \approx 100 - 200$  Н і вільно ковзає в направляючих. При обробці міцних матеріалів відскок інструменту від поверхні деталі збільшується, тому для ефективної обробки потрібні певні сили підтискання  $F_{CT}$  і більша потужність ультразвукових випромінювачів. У другому випадку (рис. 1, б) робочий інструмент не пов'язаний жорстко з концентратором, тому він називається проміжним або вільним ударним елементом. В даному випадку весь випромінювач також вільно ковзає в направляючих і притискається до поверхні деталі з силою  $F_{CT}$ , однак вона суттєво менша, ніж в першому випадку і, зазвичай, становить 30–50 Н. При цьому виникають вимушені коливання деформуючого елемента в певному проміжку ( $\sim 0,03-0,1$  мм), який автоматично встановлюється при включенні ультразвукових коливань і залежить від величини  $F_{CT}$ . У випадку БУФО високочастотний удар по поверхні здійснюється, коли коливальна швидкість деформуючого елемента незначна, а його дія на поверхню металу знижується за рахунок періодичних відскоків всього інструменту, що видно із схеми коливань на рис. 1, а. В той же час вільний деформуючий елемент (рис. 1, б) вимушено коливається в малому проміжку. В роботі [12] доведено, що вірогідність його зустрічного зіткнення з торцем концентратора дуже висока, тому такі вимушені коливання набувають значної інтенсивності й призводять до більш суттєвої деформації поверхні зразка чи виробу. Даний ефект витікає з явища аномально високих прискорень  $a_0$ , які властиві саме для ультразвукових коливань. Це підтверджують експериментальні результати вимірювання діаметру пластичного відбитка на полірованій поверхні зразка із сталі 30ХГСНА. Видно, що із збільшенням амплітуди ультразвукових коливань залишкова деформація сталі при УЗУО значно зростає у порівнянні з БУФО. Тому остання використовується здебільшого для фінішної обробки виробів круглого перерізу в токарних верстатах. Але перевагою методу БУФО є те, що шорсткість поверхні деталі суттєво знижується, а на її поверхні виникають значні напруження стиснення. Тому БУФО використовується для підвищення зносостійкості та спротиву втомі високоміцних і загартованих деталей машинобудування.

Наявність проміжку є необхідною умовою виникнення коливань вільного деформуючого елемента. Дослідження показали, що при такому способі передачі ультразвукової енергії в оброблюваний виріб відбувається більш інтенсивна пластична деформація поверхні металів. З рис. 1, б видно, що частота коливань проміжного деформуючого елемента істотно нижче частоти ультразвукових коливань і становить в середньому 1–3 кГц. При використанні багато бойкових інструментів із числом ударників від 3-х і більше сумарна частота ударів може бути вище через те, що ударники коливаються не в фазі, а їх коливання в проміжку між рухомою й нерухомою поверхнями носять стохастичний характер. Втім багато дослідників вважає, що ультразвукові і низькочастотні коливання при УЗУО передаються в об'єм деталі або конструкції, що призводить до релаксації і перерозподілу внутрішніх залишкових напруг. Тому цей спосіб відноситься до зміцнюючої і релаксацийної обробки металевих виробів.

Проте власне ультразвукової обробкою може вважатися лише перший випадок, в якому деформуючий елемент коливається з ультразвуковою частотою. В другому випадку ультразвук (частотою  $\sim 20$  кГц) в матеріал майже не передається, а лише спричиняє вимушені коливання деформуючого елемента в певному проміжку. Тому такий тип обробки називають ультразвуковою ударною обробкою (УЗУО). Однак, оскільки інструмент робить коливання в проміжку з більш низькою частотою, ніж ультразвукова, то в ІЕЗ ім. Є.О.

Патона використовують також термін «високочастотна механічна проковка» (ВМП), що відповідає терміну High Frequency Mechanical Impact (HFMI).

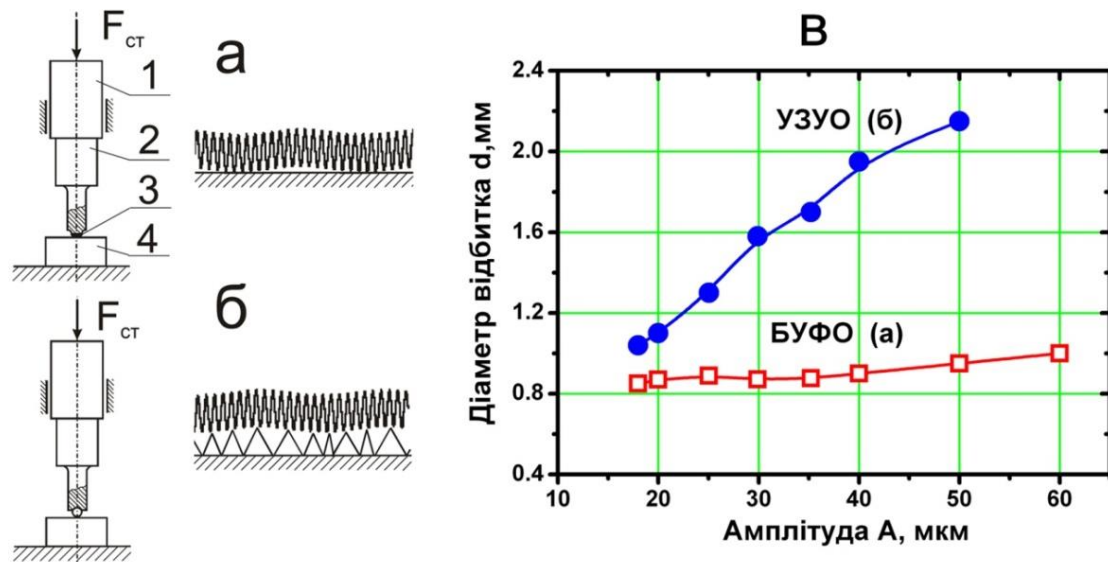


Рис.1. Різні способи оброблення поверхні виробів за допомогою ультразвуку: **а** – БУФО; **б** – УЗУО: 1 – ультразвуковий випромінювач, 2 – ступінчастий концентратор коливань, 3 – деформуючий елемент, 4 – зразок (виріб). **В**– залежність діаметру відбитку кульки від амплітуди ультразвукових коливань для обох типів обробки [12]

Якщо вимоги до якості поверхні не мають суттєвого значення, а потрібен більш високий ступінь деформації, використовують УЗУО (ВМП), наприклад, для обробки зварних з'єднань. Саме в цьому випадку дана технологія знайшла широке розповсюдження в розвинутих країнах світу, перш за все завдяки фундаментальним роботам українських вчених з Інституту металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України та Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Були встановлені основні закономірності й механізми структурно-фазових перетворень в металах і сплавах різних класів і різним типом кристалічної ґратки. Так, був досліджений ефект істотного зниження напруження деформації пластичних металів (Al,  $\alpha$ -Fe,  $\alpha$ -Ti) при УЗУО [13]. Розрахована й експериментально визначена тривалість удару, що склала 35 – 40 мкс. Для пояснення цього ефекту була запропонована реологічна модель, заснована на тому, що за малий час між ударами ( $\sim 10^{-3}$  с) не встигають завершитися процеси релаксації, обумовлені переміщенням дислокацій і точкових дефектів. Це призводить до швидкого накопичення пластичної деформації при напруженні, що нижче межі текучості вивчених металів. Так, зразки Al завтовшки 2,0 мм розклепувалися у фольгу товщиною 0,1 мм за час 30 – 60 с. При обробці масивних зразків пластична деформація локалізується в поверхневих шарах металів [14]. При УЗУО відбувається швидке накопичення деформації, що приводить до істотного подрібнення зерен, а в легованих сталях до появи так званого «білого шару», що володіє високою корозійною стійкістю й твердістю.

Дослідження структурних і фазових перетворень в металах і сплавах з різним типом кристалічної решітки при інтенсивній пластичній деформації, викликаних високочастотним ударним навантаженням, показали, що основним чинником формування дрібнозернистої структури є поетапне розмноження й перерозподіл дислокацій на тлі генерації значної кількості точкових дефектів. У гетерогенних сплавах відбуваються різноманітні фазові перетворення, якими можна керувати за рахунок вибору оптимальних режимів термообробки та УЗУО, цілеспрямовано змінюючи структуру для досягнення потрібних фізико-механічних властивостей матеріалів. При цьому додатковими чинниками подрібнення розмірів зерен до нано масштабного рівня можуть бути дисперсні виділення другої фази, а також інші варіанти

зміни фазового складу сплавів. Формуванню нано структурованих станів сприяють високий ступінь і швидкість деформації, наявність ударних імпульсів із зсувною компонентою навантаження, від величини якої залежить текстура і товщина модифікованого шару, а також істотне деформаційне розігрівання локальних областей до 400<sup>0</sup>С, що сприяє перебігу динамічної релаксації [15].

У роботі [16] досліджено явище аномального масоперенесення атомів із поверхні углиб заліза при УЗУО. Вивчена залежність параметрів масоперенесення від температури, величини вихідного зерна, попередньої пластичної деформації та виду проникаючих атомів. Встановлено, що атоми покриття проникають на глибину до 30 мкм навіть за кімнатної температури.

Починаючи з 1994 року по теперішній час різні аспекти застосування технології УЗУО (UIT) майже щорічно були представлені на сесіях міжнародного інституту зварювання (МІЗ) фахівцями різних країн – України, Росії, США, Канади і Китаю, а сама технологія рекомендована в 2008 році 13-ою комісією МІЗ для використання в зварювальному виробництві.

Таким чином, УЗУО вважається одним з перспективних методів формування дрібнозернистої структури поверхневого шару і сприятливого перерозподілу залишкових напружень. Вона дає можливість значного підвищення втомної міцності виробів машинобудування, а також зварних конструкцій. Ударна дія деформуючих елементів з високою частотою, що створюється за допомогою потужного ультразвуку, призводить до істотного зміцнення поверхні металів, зниження шорсткості, зростання корозійної стійкості, і, як наслідок, до поліпшення експлуатаційних властивостей, зокрема, корозійно-втомної міцності та до підвищення ресурсу й безпечної експлуатації виробів машинобудування.

Не дивлячись на достатньо високу вартість ультразвукового устаткування, дана технологія знаходить все більш широке використання в усьому світі для обробки зварних швів відповідальних конструкцій і споруд. Це пов'язано з тим, що УЗУО має певні переваги у порівнянні з традиційними методами поверхневої пластичної деформації (ППД). Вони полягають в наступному:

- Мобільність технологічного процесу й можливість здійснення його в умовах спеціалізованих виробництв при монтажі зварних конструкцій, а також в процесі їх експлуатації та ремонту безпосередньо на об'єктах. Здійснення операційної технології в автоматичному й ручному варіантах.

- Висока продуктивність методу, яка обумовлена високою частотою і енергією удару, і досягає 0,3 м за хвилину при обробці вузької перехідної зони між швом і основним металом.

- Значне зменшення витрат електроенергії при заданій продуктивності у порівнянні з традиційними методами ППД.

Метод УЗУО отримав визнання та знайшов широке застосування у світі для зміцнюючої та релаксацийної обробки зварних конструкцій і споруд. Накопичені до теперішнього часу результати експериментальних досліджень його ефективності при застосуванні з метою підвищення опору втомі зварних з'єднань сталей різних класів міцності й алюмінієвих сплавів, а також досвід використання цієї технології в суднобудуванні, вагонобудуванні та інших галузях промисловості, можуть бути підставою для включення даного виду поверхневого зміцнення в норми проектування, виготовлення та ремонту зварних конструкцій в Україні.

## Література

1. F. Blaha, B. Langenecker, Dehung von Zink – kristallen unter ultraschall ein wirkung, Ztschr. Naturwissenschaft. – 1955. – Bd. 20, N 2. – S. 556-560.
2. В.Г. Северденко, В.В. Клубович, А.В. Степаненко, Обработка металлов давлением с ультразвуком.– Минск: Наука и техника, 1973.– 286 с.



3. И.И. Муханов, Импульсная упрочняюще-чистовая обработка деталей машин ультразвуковым инструментом.– М.: Машиностроение, 1978.– 44 с.
4. А.В. Кулемин, Ультразвук и диффузия в металлах.– М.: Metallurgizdat, 1978.–200 с.
5. О.В. Абрамов, В.И. Добаткин, В.Ф. Казанцев, Воздействие мощного ультразвука на межфазную поверхность металлов.– М.: Наука, 1986. – 275с.
6. А.В. Белоцкий, В.Н. Винниченко, И.М. Муха, Ультразвуковое упрочнение металлов. – Киев: «Тэхника», 1989.– 166 с.
7. В.С. Биронт, Применение ультразвука при термической обработке металлов. – М.: Metallurgiya, 1977. – 167 с.
8. Н.С. Мордюк, Влияние ультразвуковых колебаний на физические свойства металлов и сплавов (обзор), Металлофизика. Структура и свойства металлов.– 1970.– Т. 31. – С. 83-107.
9. А.В. Мордвинцева, Обработка сварных соединений ультразвуком. – В кн.: Применение ультразвука в сварочной технике. М.: Изд. ЦБТИ НИИЭ, 1959. – С. 32-43.
10. А.с. 456704 СССР. Способ упрочнения деталей / И.А. Стебельков. // Оpubл. 15.01.75. – Бюл. № 2.
11. А.с. 472782 СССР. Ультразвуковая головка для деформационного упрочнения и релаксационной обработки / Е.Ш. Статников, Л.В. Журавлев, А.Ф. Алексеев и др. // Оpubл. 06.06.75. – Бюл. № 21.
12. Г.И., Прокопенко, Т.А. Лятух, Исследование режимов поверхностного упрочнения с помощью ультразвука, Физ. и хим. Обработки материалов.– 1977.– № 3.– С. 91-95.
13. Г.И. Прокопенко, Г.И. Кузьмич, Накопление остаточной деформации в металлах при многократном ударном нагружении с разными частотами, Металлофизика.– Т.15, № 5.– 1993.– С. 56-66.
14. В.А Котко, Г.И. Прокопенко, С.А Фирстов, Структурные изменения в молибдене, наклепанном с помощью ультразвука, ФММ.– 1974.– 37, № 2.– С. 444-446.
15. Б.М. Мордюк, Закономірності структуроутворення та кінетика деформаційних процесів у металевих матеріалах при комбінованих впливах із застосуванням ультразвуку, Дис. докт. фіз.-мат. Наук, Київ: ІМФ НАН України.– 2012.–333 с.
16. Д.С. Герцрикен, Л.Н. Лариков, И.Г. Полоцкий, Г.И. Прокопенко, Ускорение диффузионных процессов при многократном ударном нагружении, Физ. и хим. обработки материалов.– 1979.– № 4.– С. 154 -156.

## DEVELOPMENT OF THE METHOD AND TECHNOLOGY OF ULTRASONIC IMPACT TREATMENT

G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk

*Kurdyumov Institute for Metal Physics, NAS of Ukraine, 36 Academician Vernadsky blvd. UA-03142, Kyiv, Ukraine*

**Abstract.** *The stages of development of the scientific and technical direction related to the development of physical bases and technology of high-frequency mechanical impact loading of a surface of metal products using ultrasonic tools are considered. Various ultrasonic loading schemes suitable for machining the parts and / or welded joints of various shapes are discussed: non-abrasive finishing treatment, ultrasonic impact treatment (high-frequency mechanical impact), ultrasonic shot peening (surface mechanical attrition treatment). The main effects are highlighted, namely: reduction in the surface roughness, severe plastic deformation of the near-surface layers, their nanostructuring, hardening, redistribution of residual stresses and increase of operational properties (corrosion resistance, wear resistance and fatigue life).*

**Keywords:** high-frequency mechanical impact load, ultrasonic impact treatment, non-abrasive finishing treatment

## МОДИФІКАЦІЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ МАЛОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ЕЛЕКТРОІСКРОВИМ ЛЕГУВАННЯМ І ВИСОКОЧАСТОТНИМ УДАРНИМ ОБРОБЛЕННЯМ ЗА ДОПОМОГОЮ УЛЬТРАЗВУКУ

Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк<sup>1</sup>, Т. В. Попова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Інститут металофізики ім. Г.В.Курдюмова НАН України, Київ, Україна

<sup>2</sup>ДП «НДІ Вагонобудування», Кременчук, Україна

**Анотація.** Вивчено вплив інтенсивної пластичної деформації, спричиненої високочастотною ударною обробкою (ВЧУО) та електроіскровим легуванням (ЕІЛ) поверхні хромом, нікелем та молібденом, на мікроструктуру та зміцнення приповерхневих шарів низьковуглецевої сталі 20ГЛ. Структурування у приповерхневих шарах характеризували за допомогою рентгенівської дифрактометрії та трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ). Формування нових фаз було підтверджено рентгенографічним методом. Дослідження ТЕМ демонструють, що у зернах фериту утворюється дислокаційна комірчаста структура, а також у зернах перліту частково розчиняється цементит. Це стосується поверхні після ВЧУО та шарів на глибині 15-25 мкм після ВЧУО + ЕІЛ + ВЧУО. Зроблено висновок, що підвищена твердість поверхні зразків низьковуглецевої сталі після процесів ВЧУО та ВЧУО + ЕІЛ + ВЧУО пов'язана з легуванням фериту хромом, нікелем або молібденом з утворенням карбідів хрому або молібдену та інших дисперсних фаз, а також залишкових напружень стиснення.

**Ключові слова:** мікротвердість, низьковуглецева сталь, модифікована поверхня, електроіскрове легування, високочастотна ударна обробка

У даний час актуальними є дослідження, направлені на розробку методів покращення поведінки матеріалів в агресивних середовищах, експлуатація в яких пов'язана як з виникненням нових, так і розвиненням існуючих поверхневих пошкоджень. Вони викликають пришвидшену деградацію властивостей за рахунок корозійної втоми. Одним з найбільш розповсюджених способів подовження строку служби сталевих виробів є нанесення тонких корозійностійких покриттів. Однак, легувальні елементи та методи їх нанесення також вносять різні особливості в поведінку матеріалу, пов'язані із зміною його хімічних, фізичних і механічних властивостей.

Важливою задачею є з'ясування закономірностей структурних перетворень при насиченні поверхневих шарів легувальними елементами та дефектами різних масштабних рівнів і природи. В першу чергу, це пов'язано з концентраторами напружень різних походжень [1], які визначальним чином впливають на експлуатаційні характеристики виробів. Наприклад, використання електролітичних покриттів хромом може викликати зниження втомних властивостей через появу додаткової кількості дефектів типу пор і мікротріщин.

Для усунення зазначених недоліків використовують методи деформаційної модифікації поверхні, такі як дробоструменева обробка, обкатування роликками та багато інших, або УЗУО [2], які зменшують шорсткість поверхні та змінюють мікроструктуру приповерхневих шарів, знижуючи потужність концентраторів напружень у них при збільшенні їх кількості, та створюють стискаючі напруження, що загалом забезпечує підвищення ресурсу виробів.

Дана робота присвячена вивченню впливу електроіскрового легування (ЕІЛ) нікелем, хромом і молібденом і подальшої УЗУО на структуру приповерхневих шарів та механічні властивості зразків сталі 20ГЛ. Вибір зазначених легувальних елементів обумовлений їх різною схильністю до утворення карбідів і інтерметалідних фаз із залізом, а також різними впливами на механізми пластичної деформації, зміцнення та корозійну стійкість.

В якості вихідного матеріалу використана сталь 20ГЛ в нормалізованому стані (витримка при 900°C протягом 0,5 години з наступним охолодженням на повітрі).

ЕІЛ та УЗУО проводились на токарному верстаті, в умовах обертання зразка при переміщенні діючого обладнання вздовж його осі. ЕІЛ проводили з використанням промислової установки «Елітрон 22А» [3, 4]. Зсув анода, встановленого в супорті токарного верстата за умов ЕІЛ, здійснювався з поздовжньою подачею  $S = 0,1$  мм/об при швидкості обертання шпинделя  $N = 44$  об/хв. Обробку проводили за 2 проходи. Величина робочого струму становила  $0,6 - 0,85$  А, робоча частота ( $f_A$ ) і амплітуда ( $A$ ) вібрацій анода були  $100 \pm 3$  Гц і  $0,5 - 0,6$  мм, а тривалість і енергія електричних імпульсів дорівнювала 200 мкс та 1,0 Дж відповідно. Обраний режим обробки забезпечував товщину легованого шару в межах  $25 - 40$  мкм. Для здійснення УЗУО ударний інструмент ультразвукової установки кріпився в супорті токарного верстата [3, 4]. Швидкість обертання зразка при УЗУО становила  $N = 132$  об/хв, а поздовжня подача  $S = 0,1$  мм/об. Така схема ударної обробки, забезпечуючи зниження шорсткості поверхні зразка, викликає структурні зміни та формування значних стискаючих залишкових макронапружень в його поверхневому шарі.

Мікротвердість вимірювали за допомогою приладу ПМТ-3 при навантаженні 100 г на індентор Віккерса. Рентгенівський структурний і фазовий аналіз проводили по стандартній схемі  $\Theta-2\Theta$  на дифрактометрі ДРОН-3М з графітовим монохроматором в  $k_\alpha - Cu$  випромінюванні. Макронапруження ( $\sigma_R$ ), сформовані після ЕІЛ і УЗУО, оцінювали  $\sin^2\psi$  методом. Металографічні і електронно-мікроскопічні дослідження ієрархій структур зразків, а також поверхонь руйнування після випробувань на втому, проведені з використанням оптичної (Nehophot-32), трансмісійної (JEM-CX100) і скануючої (JSM 6490LV) електронної мікроскопії.

Зміна мікротвердості  $H_V$  поверхні зразків сталі 20ГЛ в нормалізованому стані до і після ЕІЛ, а також УЗУО різної тривалості наведені в таблиці 1. Аналіз результатів свідчить про те, що у порівнянні з вихідним станом мікротвердість зразків зростає як після ЕІЛ, так і з ростом часу УЗУО. Збільшення твердості внаслідок ЕІЛ залежить від властивостей відповідних легуючих елементів, а також фазового складу їх бінарних систем з залізом і вуглецем. При УЗУО  $H_V$  всіх зразків збільшується з поступовим виходом на насичення. Величина зміцнення, викликаного деформацією при УЗУО, також залежить від властивостей застосованих легуючих елементів, а саме від їх кількості в твердому розчині та схильності до утворення карбідів і інших фаз із залізом. Якщо припустити, що поверхні модифікованих Ni або Mo зразків містять тільки їх шар, то доречним буде порівняти експериментально отримані дані після УЗУО та табличні значення мікротвердості деформованих нікелю, хрому та молібдену. Таке співставлення свідчить про те, що мікротвердість поверхні, яка модифікована Ni, після УЗУО незначно перевищує значення деформованого нікелю технічної чистоти і всього на 25% більша за подібне зміцнення вихідного зразка. У той же час, у разі молібденового покриття реалізується значно більше зміцнення. Значення  $H_V$  поверхневого шару в цьому випадку істотно вище табличного для деформованого молібдену. Це може бути пов'язано з формуванням FeNi та FeNi<sub>3</sub> ГЦК-фаз в збагаченому нікелем електроіскровому покритті, (рис. 1, а), з одного боку, та багатофазного стану в Fe-Mo покритті (рис. 1, б), з іншого. Ґрунтуючись на даних рентгенівського фазового аналізу (рис. 1) можна зробити висновок, що в деформаційне зміцнення Fe-Mo покриття роблять внесок фази, утворені при ЕІЛ. Таким чином, зміцнення в даному випадку може відбуватися із залученням різних механізмів, у тому числі твердорозчинного ( $\alpha$ -FeMo) і дисперсійного (модель Орована), якщо в твердому розчині  $\alpha$ -FeMo знаходяться дисперсні виділення. У випадку ЕІЛ хромом рентгенівський аналіз (рис. 1) свідчить про появу додаткових піків, що можуть відповідати хрому, твердим розчинам з кубічною ( $\alpha$ -FeCr) або тетрагональною (t-FeCr) ґраткою, а також оксиду хрому Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Крім того, після УЗУО та після ЕІЛ+УЗУО спостережувані максимуми  $\alpha$ -Fe та твердого розчину FeCr суттєво розширені, що природно може бути пов'язано з наявністю дисперсних областей когерентного розсіювання (ОКР) та/або мікростворень кристалічної ґратки в межах зерен/субзерен.

Таблиця 1 – Властивості зразків сталі 20ГЛ після різних обробок					
Матеріал (обробка)	$\bar{\epsilon}$	$\sigma_R$ (МПа)	$H_V$ (ГПа)	$K_{hard}$	$I_{hard}$ (МПа/мкм)
Сталь 20ГЛ (гартування + відпуск)	0	-	1,97-2,78	1	0
Сталь 20ГЛ (УЗУО 15с)	0,04	-	2,07-2,78	1,05	2
Сталь 20ГЛ (УЗУО 30с)	0,42	97,4	2,03-3,71	1,03-1,37	1,2-3,48
Сталь 20ГЛ (УЗУО 60с)	0,98	123	2,28-4,04	1,16-1,45	6,2-25,2
Сталь 20ГЛ (ЕІЛ Ni + УЗУО 30с)	0,11	-	2,91	1,05-1,48	2,6
Сталь 20ГЛ (ЕІЛ Cr + УЗУО 30с)	0,09	-	5,81	2,08-3,42	60,6
Сталь 20ГЛ (ЕІЛ Mo + УЗУО 30с)	0,05	-	7,47	2,69-4,39	143

Аналіз розподілу мікротвердості по глибині поверхневих шарів після ЕІЛ + УЗУО свідчить про те, що її максимальні значення спостерігаються на глибині 10–20 мкм від поверхні, перевищуючи значення на поверхневі на ~10%. Це може бути пов'язано з релаксаційними процесами в тонкому поверхневому шарі. При відстані більш ніж 20 мкм від обробленої поверхні  $H_V$  починає знижуватися до  $H_V$  вихідного стану на глибині ~ 40–50 мкм (після ЕІЛ Мо) або ~70–80 мкм (після нанесення Ni). Різниця у товщині зміцнених шарів після УЗУО пов'язана з різною здатністю до деформації шарів, легованих за умов ЕІЛ Мо чи Ni, які після ЕІЛ мали майже однакову товщину (~25 мкм), але різну твердість (табл. 1).

У випадку легування сталі 20ГЛ нікелем в модифікованому шарі спостерігаються дві ГЦК фази: твердий розчин  $\gamma$ -FeNi та пермалой  $\gamma'$ -FeNi<sub>3</sub> (рис. 1, а). У випадку модифікації молібденом на рентгенограмах виявлено широкі максимуми, які можуть бути утворені в результаті суперпозиції максимумів від набору різних фаз (рис. 1, б). У системі Fe-Мо можливе формування ОЦК твердих розчинів Fe-Мо перемінного складу, що матимуть рентгенівські піки, розташовані у різних кутових положеннях у відповідності із зміною параметра ґратки твердого розчину, який лінійно зростає із збільшенням вмісту молібдену, а також цілого ряду зміцнюючих фаз ( $\lambda$  (Fe<sub>2</sub>Mo),  $\mu$  (Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub>), R (Fe<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub>),  $\sigma$  (FeMo) фаз і (Fe,Mo)<sub>3</sub>C карбідів) [77]. Доречно також проаналізувати детальні рентгенівські дослідження фазового складу швидко загартованих стрічок Fe-Мо, проведеного в [80], оскільки умови їх отримання дещо подібні до умов утворення модифікованих шарів при ЕІЛ (швидке охолодження розплаву). Було встановлено, що при швидкому охолодженні в стрічках спостерігається суміш чотирьох фаз. Крім твердого розчину перемінного складу загартовані стрічки містили  $\pi$ - ( $\beta$ -Mo),  $\sigma$ - та  $\mu$ - (Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub>) фази. На вільній поверхні стрічок, тобто в умовах наближених до умов утворення поверхневого шару, отриманого в нашому випадку, спостерігалась найбільша об'ємна частка  $\mu$ -фази (до 60%) та близько 10%  $\sigma$  і  $\pi$  фаз, а решту складали ОЦК тверді розчини Fe-Мо [80]. Зареєстровані в нашій роботі рентгенівські максимуми у модифікованому шарі Fe-Мо після ЕІЛ (рис. 1, б), очевидно слід в першу чергу пов'язувати з ОЦК твердим розчином Fe-Мо, оскільки інтенсивність піків додаткових фаз, положення яких вказані на відповідній дифрактограмі, знаходиться на рівні фону. У випадку ЕІЛ хромом фазовий склад також мстить твердий розчин FeCr, тетрагональну фазу t-FeCr, а також незначну частку оксидів і карбідів хрому (рис. 1, в).

У вихідному стані після нормалізації сталь 20ГЛ має сформовану зернисту структуру з розміром зерен від 3 до 15 мкм, де можна відрізнити феритну (світлі зерна) та перлітну складові (рис. 2, а). Порівняльний аналіз результатів електронно-мікроскопічних досліджень внутрішньої структури приповерхневих шарів зразків вихідного стану до і після УЗУО показує, що їх феритна складова зазнає при деформації істотних змін (рис. 2, г). Вони

пов'язані з утворенням добре сформованих комірчастих структур, середній розмір комірок яких лежить в межах 0,25–1 мкм. Аналіз електроннограми (рис. 2, д) свідчить про незначні кутові азимутальні розорієнтації між комірками ( $\sim 1,5-5^\circ$ ). Необхідно відзначити, що межі комірок, а також окремі дислокації всередині них блоковані дисперсними виділеннями (20–40 нм) цементитного типу. Висококутові межі зерен фериту, що добре проявляються у вихідному стані сталі (рис. 2, в), після УЗУО в поверхневому шарі визначаються гірше і найчастіше мають вигляд дисклінацій (обірваних залишків вихідних меж зерен різної довжини), які поступово переходять в межі комірок. Перлітна ж складова зазнає менших змін, які полягають у появі дислокаційних скупчень, фрагментації феритних прошарків перліту, а також розчиненню деяких цементитних пластин перліту (рис. 2, е).

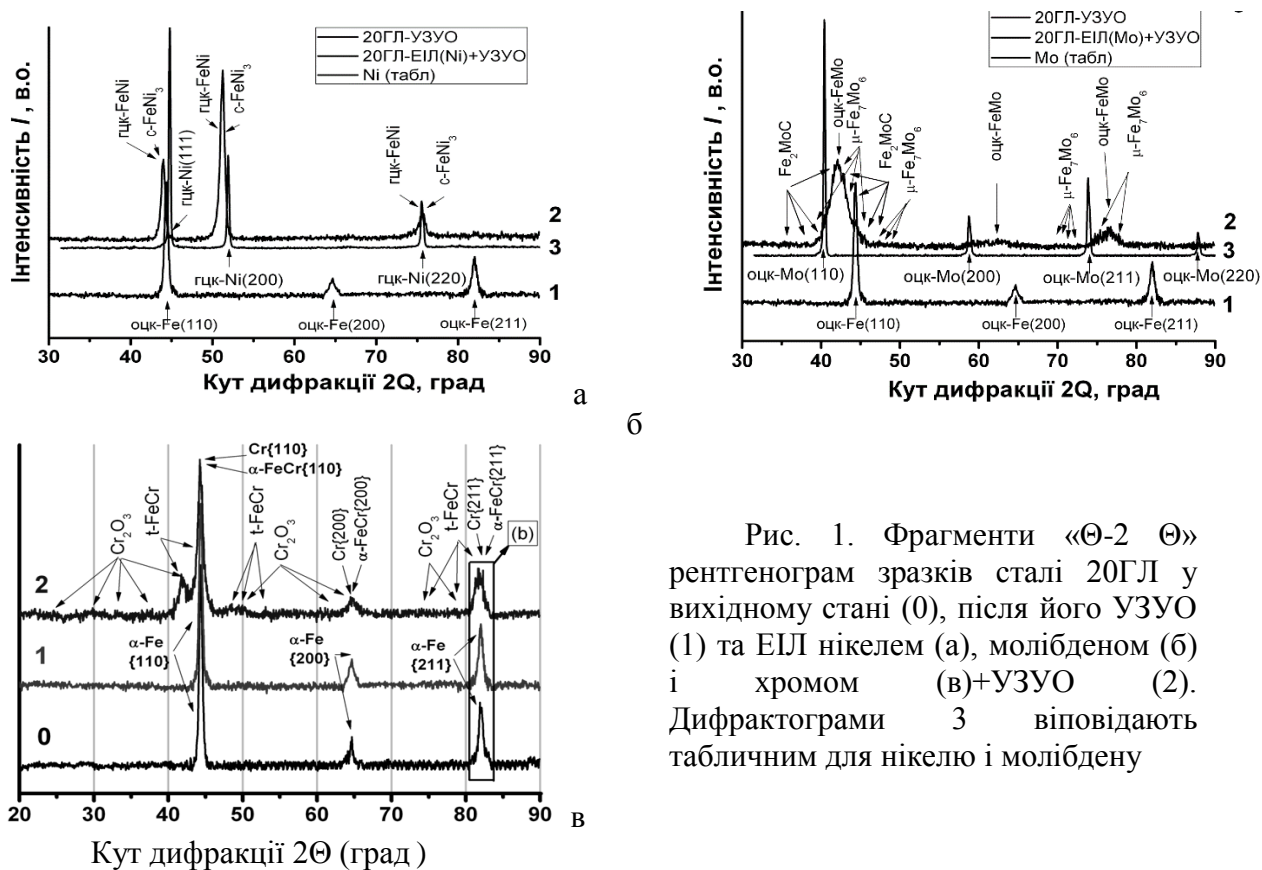


Рис. 1. Фрагменти « $\Theta$ -2  $\Theta$ » рентгенограм зразків сталі 20ГЛ у вихідному стані (0), після його УЗУО (1) та ЕІЛ нікелем (а), молібденом (б) і хромом (в)+УЗУО (2). Дифрактограми 3 відповідають табличним для нікелю і молібдену

Результати електронно-мікроскопічних досліджень структури зразків після УЗУО з наступним ЕІЛ хромом та повторною УЗУО наведені на рис. 4. Їх аналіз свідчить про те, що, в порівнянні із зразками вихідного стану після їх УЗУО, в легованих Cr зразках елементи субструктури в при поверхневих шарах розвинені в значно меншій мірі при більш потужному декоруванні дислокацій дисперсними виділеннями цементиту.

Аналіз результатів електронно-мікроскопічних досліджень внутрішньої структури поверхневих шарів зразків після ЕІЛ молібденом і наступної УЗУО, наведених на рис. 5, свідчить про те, що, як і у випадку з Ni, в поверхневому шарі до глибини 25 – 30 мкм в феритній складовій формується комірчаста структура з розмірами 0,5 – 2,5 мкм (рис. 5, а). В той же час, в перліті подібні структури розвинуті в значно меншій мірі при дещо вищій густині дислокацій (рис. 5, в). Як в феритній, так і в перлітній складових мікроструктури часто спостерігаються скупчення дислокацій, заблокованих дисперсними (до 80 нм) карбідними виділеннями, які проявляються на темнопольних зображеннях (стрілки на рис. 5, д, е) та на відповідній картині електронної дифракції (рис. 5, г). Проведені оцінки свідчать, що система більш слабких рефлексів на цій картині електронної дифракції можуть відповідати  $\mu$ -фазі ( $\text{Fe}_7\text{Mo}_6$ ) [81].

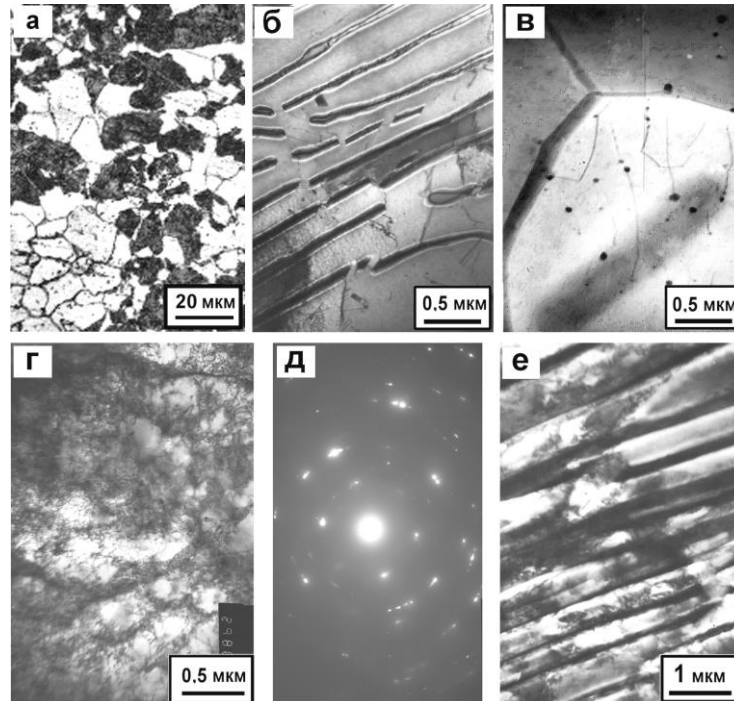


Рис. 2. Металографічне (а) і електронно-мікроскопічні (б - е) зображення структури перлітної (б, е) і феритної (в,г) складових у вихідному стані сталі 20ГЛ (в, г) і після її УЗУО (г, е), де (д) електроннограма з області, наведеної на (г)

Результати електронно-мікроскопічних досліджень структури поверхневого шару зразка сталі 20ГЛ після його ЕІЛ нікелем і подальшої УЗУО (час  $\tau = 30$  с, ступінь деформації  $e = 0,4$ ) наведено на рис. 3. Основними елементами мікроструктурного стану перехідної зони між модифікованим за допомогою ЕІЛ шаром і сталлю 20ГЛ є комірки розміром 0,5–3 мкм, азимутальна розорієнтація між якими лежить в межах  $1,5-5^\circ$  (рис. 3, б). В тілі комірок спостерігається підвищена до  $10^9$  см<sup>-2</sup> щільність дислокацій. В окремих областях поверхневого шару присутні елементи структури з ГЦК ґраткою, що підтверджується не тільки розрахунками електроннограм (рис. 3, б), а й результатами рентгеноструктурного аналізу (рис. 1, а). Після наступної УЗУО густина дислокацій «лісу» зростає до  $5 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup> (рис. 3, в). Дислокації декоровані нанорозмірними виділеннями, що підтверджується наявністю відповідних рефлексів і кілець на електроннограмі (рис. 3, г).

Таким чином, показана можливість підвищення механічних властивостей сталі 20ГЛ, зокрема втомної міцності, за рахунок електроіскрового легування нікелевим або молібденовим електродами її поверхні та багатофакторного позитивного впливу фінішної ультразвукової ударної обробки.

З'ясовано, що за допомогою ЕІЛ сталі 20 ГЛ вдається сформувати модифіковані шари з підвищеною твердістю, що обумовлено їх фазовим складом, та відповідними механізмами зміцнення, які залежать від використаного легуючого елементу. Поверхневий шар після ЕІЛ молібденом демонструє вдвічі вищу мікротвердість ніж вихідний і легований нікелем зразки сталі 20ГЛ, що пов'язано з твердорозчинним зміцненням і багатофазністю модифікованого молібденом шару.

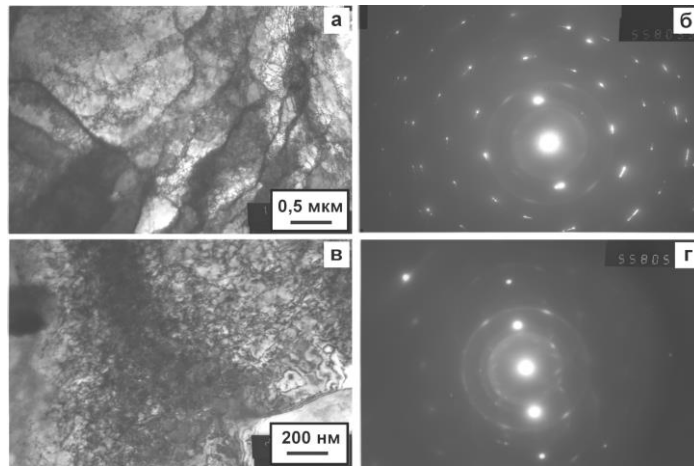


Рис. 3. Електронно-мікроскопічні зображення структури поверхневого шару зразка сталі 20ГЛ після ЕПЛ нікелем і наступної УЗУО (а, в), де (б, г) електронограми, отримані з ділянок, наведених на (а, в) відповідно

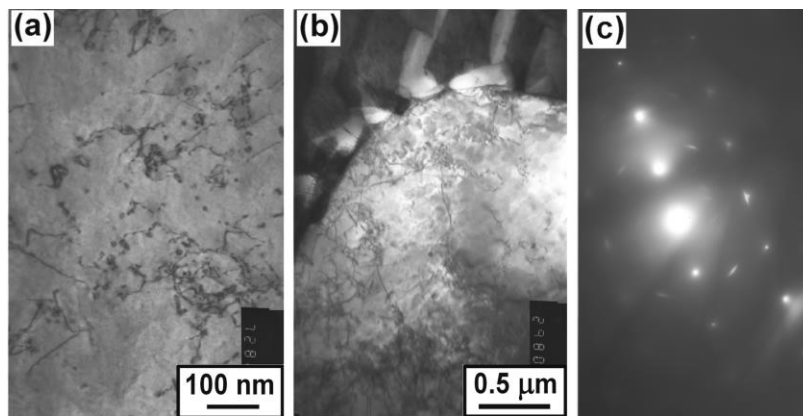


Рис. 4. Мікроструктури (а, с) поверхневого шару (на глибині 15 – 25 мкм від поверхні) зразка сталі 20ГЛ після ЕПЛ хромом та УЗУО, та електронограма (б) з ділянки (а)

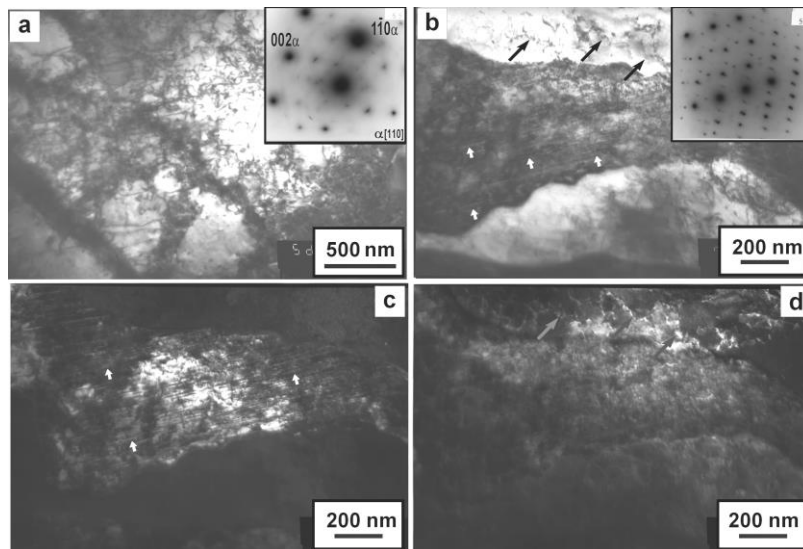


Рис. 5. Електронно-мікроскопічні світлопольні (а, в) і темнопольні (д, е) зображення структури поверхневого шару зразка сталі 20ГЛ після ЕПЛ молібденом і наступної УЗУО та електронограми (б, г) з ділянок, наведених на (а, в)



Фінішна УЗУО модифікованих ЕІЛ шарів на сталі 20ГЛ окрім зниження шорсткості поверхні, яка сприяє заліковуванню або значному зменшенню найбільш небезпечних поверхневих технологічних концентраторів, забезпечує в приповерхневих шарах формування залишкових макронапружень стиснення та утворення дислокаційних комірчастих структур, що збільшує загальну чисельність мікроструктурних концентраторів, зменшує ймовірність локалізації деформації і раннього зародження втомних тріщин.

### Література

1. Т. Ю. Яковлева, Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наукова Думка, 2003.
2. B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, Fatigue life improvement of  $\alpha$ -titanium by novel ultrasonically assisted technique, Mater. Sci. Eng. A.–2006.–Vol. 437.– P. 396-405.
3. B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, P.Yu. Volosevich, L.E. Matokhnyuk, A.V. Byalonovich, T.V. Popova, Improved fatigue behavior of low-carbon steel 20GL by applying ultrasonic impact treatment combined with the electric discharge surface alloying, Mater. Sci. Eng. A.– 2016.– Vol. 659.– P. 119-129.
4. B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, K.E. Grinkevich, N.A. Piskun, T.V. Popova, Effects of ultrasonic impact treatment combined with the electric discharge surface alloying by molybdenum on the surface related properties of low-carbon steel G21Mn5, Surf. Coat.Technol.– 2017.– Vol. 309/– P. 969-979.
5. T.A. Velikanova, M.V. Karpets, V.V. Kuprin, M.A. Turchanin, Manganese-like metastable phases in the Fe–Mo system: Experimental study and thermodynamic modeling. I. Crystalline state of Fe–Mo melt-spinning alloys, Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2010.– Vol. 49, Nos. 1–2.– P. 86-93.
6. P. Galimberti, S. Lay, A. Antoni-Zdziobek, Precipitation and age-hardening in the Fe-27Co-8Mo alloy, Intermetallics.– 2012.– Vol. 22.– P. 33-40.

### MODIFICATION OF STRUCTURAL STATE OF LOW-CARBON STEELS BY ELECTRIC DISCHARGE SURFACE ALLOYING AND HIGH-FREQUENCY MECHANICAL IMPACT TREATMENT INDUCED BY ULTRASOUND

G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk<sup>1</sup>, T. V. Popova<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Kurdyumov Institute for Metal Physics, NAS of Ukraine, 36 Academician Vernadsky blvd. UA-03142, Kyiv, Ukraine

<sup>2</sup> Ukrainian Research Institute “Rail carriage building”, 33 Prikhodko st. UA-39621, Kremenchuk, Ukraine

**Abstract.** *The effects of severe plastic deformation induced by high-frequency mechanical impact (HFMI) treatment and the electric discharge surface alloying (EDSA) with chromium, nickel, and molybdenum on microstructure and hardening of the near-surface layers of low-carbon steel 20GL are studied. The structural formations in the sub-surface layers were characterized using X-ray diffraction and transmission electron microscopy (TEM) analyses. The formation of new phases was confirmed by XRD analysis. TEM studies demonstrate that a dislocation-cell structure forms in ferrite grains and partial dissolution of cementite occurs in pearlite grains both at the surface after HFMI and in the layer at a depth of 15-25  $\mu\text{m}$  after the HFMI +EDSA+ HFMI process. The enhanced surface hardness of the low-carbon steel specimens after HFMI and HFMI+EDSA+HFMI processes are concluded to be associated with the alloying of ferrite by chromium, nickel or molybdenum, with formation of chromium or molybdenum carbides and other fine phases, as well as compressive residual stresses.*

**Keywords:** microhardness, low-carbon steel, modified surface, electric discharge surface alloying, high-frequency mechanical impact treatment.

## ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ПРУЖНІ ТА ДИСИПАТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ СЕРЕДНЬОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$

Ю. О. Семеренко<sup>1</sup>, О. Д. Табачнікова<sup>1</sup>, Т. В. Григорова<sup>1</sup>, С. Е. Шумілін<sup>1</sup>,  
Ю. О. Шаповалов<sup>1</sup>, Хуанг Сеоп Кім<sup>2</sup>, Йонг Юн Мун<sup>2</sup>, Хуанг Сеоп Квон<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України,  
пр. Науки 47, м. Харків, 61103, Україна, e-mail: [semerenko@ilt.kharkov.ua](mailto:semerenko@ilt.kharkov.ua)

<sup>2</sup> Науково-технологічний університет Поханга (POSTECH), Республіка Корея

**Анотація.** Проведено експериментальні дослідження розвитку мікроструктури середньоентропійного сплаву  $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$  під час деформаційного мартенситного перетворення спричиненого пластичною деформацією при різних температурах та його вплив на пружні характеристики сплаву.

Отримані результати є важливими для практичних застосувань високоентропійних та середньоентропійних сплавів при низьких температурах.

**Ключові слова:** механічна спектроскопія, середньоентропійний сплав, деформаційне мартенситне перетворення, динамічний модуль пружності.

За останні два десятиліття було розроблено новий клас високо- та середньо-ентропійних сплавів (HEA – high entropy alloy та MEA - medium entropy alloy) [1]. Серед цих матеріалів виділяються FCC (FCC – face centered cubic) HEA з гранецентрованою кубічною структурою, оскільки вони виявляють видатні механічні властивості при криогенних температурах внаслідок дефекту пакування, спричиненого деформацією двійникування та / або деформаційного мартенситного перетворення (DIMG - Deformation induced martensitic transformation) [2].

Нещодавно були розроблені метастабільні HEA на основі заліза з FCC та об'ємно-центрованою кубічною (BCC - body centered cubic) кристалічною структурою, вони характеризуються прекрасними характеристиками міцності та деформаційного зміцнення при температурі рідкого азоту завдяки DIMG [3]. Метою цієї роботи було дослідити розвиток мікроструктури  $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$  (ат. %, далі іменованій **Mo5**) спричинений DIMG під дією пластичної деформації при різних температурах та його вплив на пружні характеристики сплаву **Mo5**.

Зливки сплаву **Mo5** отримували з використанням метода вакуумної індукційної плавки в атмосфері чистого Ar всередині графітової форми (MC100V, Індутерм, Німеччина), чистота вихідних металів становила більше ніж 99,9%. Отримані прямокутні зливки с розмірами  $100 \times 35 \times 8 \text{ мм}^3$  гомогенізували при  $1250^\circ\text{C}$  протягом 6 год, витримували у 20% HCl для видалення лусочок та забруднень та фрезерували до товщини 7 мм. Для подальшого зменшення зерна злитки були прокатані при кімнатній температурі з відношенням зменшення товщини 79% (від 7 до 1.5 мм). Прокатані листи були відпалені при температурах  $900^\circ\text{C}$  -  $1200^\circ\text{C}$  впродовж 60 хв, а потім загартовані у воду.

Зразки для випробувань вирізали електроерозійною різкою з заготовок більшого розміру в напрямку прокатки. Холодокатані та відпалені зразки після досягнення необхідної для подальших експериментів форми та розмірів були механічно відшліфовані та відполіровані на абразивних порошках до досягнення необхідної форми та розмірів.

Вимірювання методом дифракції зворотного розсіювання електронів (EBSD - Electron Back-Scatter Diffraction) проводили за допомогою сканування з використанням мікроскопа (FE-SEM - Field Emission Scanning Electron Microscope), оснащеного системою TSL EBSD (TSL - TexSEM Laboratories Inc.), використовуючи пристрій FEI Helios 650. Для EBSD було використано програмне забезпечення TSL / OIM 83 з розміром кроку 100 нм. Деформовані зразки були взяті з області рівномірного. Їх шліфували за допомогою абразивного паперу з

зерном 600, 800 та 1200 SiC, а потім електрополірували у 8% розчині для травлення (суміш  $\text{CH}_3\text{COOH}$  та  $\text{HClO}_4$ ) для видалення подряпин та деформаційного шару, спричинених механічним поліруванням.

Для отримання криогенних температур використовувався рідкий  $^4\text{He}$  ( $T=4.2\text{ K}$ ) і рідкий азот ( $T=77\text{ K}$ ). Проміжні температури в інтервалі 77-300 K отримувались охолодженням зразків парами азоту, 4.2-77 K – охолодженням парами гелію, а нижче 4.2 K з використанням рідкого  $^3\text{He}$ .

Структура сплаву була детально вивчена раніше [4]. Встановлено, що відпалювання при 900°C призводить до формування двофазної структури сплаву - ГЦК матриці та субмікронних преципитатів  $\mu$ -фази, збагаченої молібденом, яка формується переважно на межах зерен, а також у середині них. Хімічні склади кожної фази наведені в Таблиці 1. Мікроструктура недеформованого сплаву є повністю перекристалізованою та не має виділеної текстури. Середній розмір зерна зразка становить 4.4 мкм.

Таблиця 1. Хімічний склад матриці та другої фази у недеформованому сплаві  $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$  [4]

	Хімічний склад, at%				
	Co	Cr	Fe	Ni	Mo
загальний	$17.47 \pm 0.06$	$17.14 \pm 0.15$	$48.99 \pm 0.07$	$11.44 \pm 0.08$	$4.97 \pm 0.22$
матриця	$18.07 \pm 0.27$	$15.52 \pm 0.15$	$50.46 \pm 0.38$	$12.06 \pm 0.39$	$3.89 \pm 0.19$
$\mu$ -фаза	$13.55 \pm 0.06$	$20.58 \pm 3.72$	$34.93 \pm 3.99$	$4.12 \pm 0.35$	$26.82 \pm 2.00$

Пластична деформація зразків проводилася при температурах 77 K, 4.2 K, 2.1 K та 0.5 K ( $\varepsilon \approx 30\%$ ) шляхом одновісного розтягнення до руйнування з постійною швидкістю  $1 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ .

Пружні характеристики сплаву досліджувалися в інтервалі температур 80-280 K методом механічної резонансної спектроскопії. Цей метод базується на вивченні лінійних згинальних коливань консольно закріпленого зразка – тонкої пластини при малих значеннях амплітуди акустичної деформації  $\varepsilon_0 \sim 10^{-7}$ . У зразку, що мав форму тонкої пластини збуджувалися змушені коливання під дією циклічної електричної сили з варіюванням її частоти  $f$  поблизу першої резонансної частоти  $f_r$ , яка реєструється експериментально  $f_r = 0.5 - 1.5 \text{ kHz}$ . Динамічний модуль Юнга  $E$ , декремент коливань  $\delta$  та внутрішнє тертя  $Q^{-1}$  для консольно закріпленого зразка визначається співвідношеннями:

$$E = 38.3 \frac{f_r^2 \rho l^4}{h^2}, \quad \delta = \pi Q^{-1} = \pi \frac{|f' - f''|}{f_r} \quad (1)$$

де  $h$ ,  $l$  та  $\rho$  - товщина, довжина та щільність зразка;  $|f' - f''|$  - інтервал частот в області резонансу, в якому амплітуда змущених коливань зменшувалась у  $\sqrt{2}$  раз відносно резонансного значення  $f_r$ ; значення числового коефіцієнту залежить від форми зразка та коефіцієнта Пуассона  $\nu \approx 0.3$ . Детальний опис методики вимірювання акустичного поглинання  $Q^{-1}(T)$  та динамічного модуля Юнга  $E(T)$  в цих експериментах наведено в [5].

У дослідженому інтервалі температур температурні залежності акустичного поглинання як недеформованого так і деформованих зразків **Mo5** плавно зростають та не мають особливостей.

Загальний хід температурної залежності динамічного модуля Юнга як недеформованого так і деформованих зразків **Mo5** добре збігається з уявленнями про адитивний внесок фононної та електронної складової. Температурні залежності гладкі, без особливостей. Збільшення температури призводить до монотонного зменшення динамічного

модуля пружності на 8%. При цьому пластична деформація впливає на динамічний модуль пружності, а також змінює фонове значення акустичного поглинання (див. Таблицю 2).

Відомо [6], що акустичні характеристики є дуже чутливими до фазових та структурних характеристик матеріалу. Навіть незначні зміни в структурі матеріалу вже на початкових стадіях фазово-структурного перетворення призводять до значного відгуку на залежностях акустичних властивостей. Методом EBSD було досліджено фазовий склад як недеформованого так і деформованих зразків **Mo5**. Фазові зображення EBSD для **Mo5**, деформованого при криогенних температурах, показують, що виникає D1MT від FCC до гексагональної щільно упакованої (HCP – hexagonal close packed) та BCC фази. При істинній деформації 10% початкова фаза FCC починає трансформуватися у фази HCP та BCC. При подальшому напруженні триває D1MT, і доля BCC фази істотно зростає, тоді як частка фази HCP залишається нижче 10%. Деформаційно індукований мартенситний перехід FCC фази у BCC майже завершений при істинній деформації 30% при 77 K, відповідно доля BCC фази становить 98.2%. Цікаво, що частка BCC при деформації 30 % знизилася до 68.8 %, коли сплав деформувався при 4.2 K, але зросла до 80.3 % і 87.7 %, коли температура деформації була знижена до 2.1 K та 0.5 K, відповідно (див. Таблицю 2).

**Таблиця 2. Залежність динамічного модуля Юнга деформованого сплаву Mo5 від температури деформації та ступеня часткового FCC – BCC фазового перетворення індукованого деформацією**

Температура деформації, K	Частка BCC фази, %	Частка HCP фази, %	Динамічний модуль Юнга, GPa
недеформований	0	0	235 (4.2 K) 232 (80 K) <b>215</b> (280 K)
4.2	68.8	0.5	238 (80 K) <b>220</b> (280 K)
2.1	80.3	6.3	239 (80 K) <b>221</b> (280 K)
0.5	87.7	3.5	240 (80 K) <b>222</b> (280 K)
77	98.2	0.5	241 (80 K) <b>223</b> (280 K)

Встановлено, що значення динамічного модуля пружності у деформованих зразках сплаву **Mo5** відрізняються від недеформованого стану та корелюють зі ступенем D1MT (долею BCC фази).

Треба зазначити, що висока міцність на розрив і значна швидкість деформаційного зміцнення сплаву **Mo5**, які були зареєстровані раніше [7] вірогідно також викликані деформаційним мартенситним перетворенням під час низькотемпературної деформації.

### Література

1. J.-W. Yeh et al., Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes / Adv. Eng. Mater. **6**, 299-303 (2004)
2. D. Wei et al., Novel Co-rich high performance twinning-induced plasticity (TWIP) and transformation-induced plasticity (TRIP) high-entropy alloys / Scripta Mater. **165**, 39-43 (2019)
3. J.W. Bae et al., Effect of  $\mu$ -precipitates on the microstructure and mechanical properties of non - equiatomic CoCrFeNiMo medium-entropy alloys / J. Alloys Compd. **781**, 75-83 (2019)
4. Jae Wung Bae, Jeong Min Park, Jongun Moon, Won Mi Choi, Byeong-Joo Lee, Hyoung Seop Kim // Journal of Alloys and Compounds **781**, 75 (2019); DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.040

5. V.D. Natsik, Yu.A. Semerenko // Low Temp. Phys. **45**, 551 (2019); DOI: 10.1063/1.5097366

6. V.S. Bobrov, M.A. Lebedkyn // FTT **31**, 120 (1989) (in Russian)

7. Yu.O. Semerenko, E.D. Tabachnikova, T.V. Hryhorova, S.E. Shumilin, Yu.O. Shapovalov, H.S. Kim, J. Moon, H. Kwon, Low temperatures physico-mechanical properties of the medium entropy alloy  $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$  // Metallofizika i novejšie tekhnologii **43** (2), 273 (2021)

## INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION ON ELASTIC AND DISSIPATIVE PROPERTIES OF THE MEDIUM ENTROPY ALLOY $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$

Yu. O. Semerenko<sup>1</sup>, E. D. Tabachnikova<sup>1</sup>, T. V. Hryhorova<sup>1</sup>, S. E. Shumilin<sup>1</sup>,  
Yu. O. Shapovalov<sup>1</sup>, H. S. Kim<sup>2</sup>, J. Moon<sup>2</sup>, H. Kwon<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Physical and Technical Institute of Low Temperatures. B.I. Verkin NAS of Ukraine, 47 Nauki Ave., Kharkiv, 61103, Ukraine

<sup>2</sup>Pohang University of Science and Technology (POSTECH), Republic of Korea

**Abstract.** *Experimental studies of the development of the microstructure of the  $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$  alloy during the deformation martensitic transformation caused by plastic deformation at different temperatures and its effect on the elastic characteristics of the alloy.*

*The results obtained are important for the practical applications of high and medium entropy alloys at low temperatures.*

**Keywords:** mechanical spectroscopy, medium-entropy alloy, deformation martensitic transformation, dynamic modulus of elasticity.

## АНАЛІЗ ЕФЕКТИВНОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ РІЗНИХ МЕТОДІВ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СКЛЯНОЇ ТАРИ

В. А. Шарагов

Бельцький державний університет імені Алеку Руссо, м. Бельці, Республіка Молдова, MD 3100, ул. Пушкіна, 38, [sharagov@mail.ru](mailto:sharagov@mail.ru).

**Анотація.** *Обговорюються результати застосування методів нанесення захисних покриттів, термохімічної обробки газоподібними реагентами, термомагнітної обробки, іонного обміну з твердофазними реагентами, обробки плазмою коронного і бар'єрного розрядів для підвищення фізико-хімічних властивостей скляної тари. Зіставляються переваги і недоліки різних методів модифікації складу та структури тарного скла.*

**Ключові слова:** скляна тара, механічна міцність, термостійкість, мікротвердість, хімічна стійкість, термохімічна обробка, термомагнітна обробка.

Виробництво скляної тари у всьому світі щорічно збільшується. Широке застосування скляної тари забезпечують такі переваги [1]:

1. Високі санітарно-гігієнічні властивості. Скло не виділяє токсичних речовин і зберігає органолептичні властивості продуктів (смак, запах, прозорість і колір).

2. Скло має високу прозорість, а в разі необхідності забарвлюється в будь-який колір і навіть відтінок, а це дозволяє уникнути негативного впливу сонячного світла на продукти, що знаходяться в тарі.

3. Висока стійкість до нагрівання без деформації - до 500 °С.

Найбільш важливими експлуатаційними властивостями скляної тари є механічна міцність, термостійкість і хімічна стійкість. Погані експлуатаційні характеристики скла призводять до значних втрат продукції і погіршення її якості. У другій половині минулого

століття розроблено близько двадцяти методів поліпшення термомеханических властивостей і хімічної стійкості скла. Основна увага в проведених дослідженнях приділялася підвищенню механічної міцності скловиробів [2-4].

Умовно методи зміцнення скла можна розділити на два напрямки. Перший напрямок - створення в поверхневих шарах скла напружень стиску (фізичним або хімічним шляхом). На практиці найчастіше застосовується гартування, після якого міцність скла зростає в 3-5 разів [4]. Гартування у виробництві скляної тари не застосовувалося. До другого напрямку відносяться методи, за допомогою яких змінюється склад і структура поверхневих шарів скла і усувається або зменшується дія мікрodefektів. Для підвищення експлуатаційних властивостей скляної тари найбільший інтерес викликають методи нанесення захисних покриттів [2, 5], термохімічної обробки газоподібними реагентами [6], іонного обміну з твердої фази [4, 7].

Мета цієї роботи полягала в проведенні аналізу ефективності застосування різних методів підвищення експлуатаційних властивостей скляної тари.

У даній роботі аналізуються і узагальнюються результати численних виробничих експериментів по поліпшенню експлуатаційних властивостей скляної тари за допомогою методів термохімічної обробки активними газами, нанесення органічних, кремнійорганічних та оксидно-металевих покриттів, іонного обміну з твердофазними реагентами, обробки електромагнітними полями і плазмою електричних розрядів, а також комбінованих обробок.

В Бельцькому державному університеті імені Алеку Руссо розроблені наступні методи підвищення експлуатаційних властивостей скляної тари: термохімічна обробка газоподібними реагентами, обробка електромагнітними полями, плазмою бар'єрного та коронного розрядів, а також комбіновані обробки.

Об'єктами досліджень були флакони і пляшки із знебарвленого і темно-зеленого скла місткістю від 0,05 до 1,5 л і банки з знебарвленого скла місткістю від 0,2 до 1,0 л. Скляна тара вироблялася на склоформуючих машинах секційного типу.

#### 1. Термохімічна обробка скляної тари газоподібними реагентами.

Для термохімічної обробки скла застосовувалися технічні сульфур та карбон діоксиди, дифтордихлорметан, дифторхлорметан і суміші фторхлормістких газів з сульфур діоксидом (при різному об'ємному співвідношенні цих газів). Скловироби термохімічно оброблялись газовими реагентами на конвеєрі під час їх транспортування від склоформуючої машини до леру. В заводських експериментах режими термохімічної обробки тарних скловиробів були наступними: температура - від 450 до 700 °С, обсяг газоподібного реагенту на один виріб - від 0,05 до 100 мл, тривалість - від 1 с до 30 хв. Скловироби випробовувалися на опір внутрішньому гідростатичному тиску, опір зусиллю стиснення в напрямі перпендикулярному до стінок корпусу (ОЗС), мікротвердість, термостійкість, водо- і кислотостійкість.

Одержані дані свідчать про те, що обробка пляшок дифтордихлорметаном і дифторхлорметаном різко покращує їх водостійкість. На досягнення ефекту впливають температура скла і газу, тривалість обробки, обсяг газового реагенту, що вводиться в одну пляшку, місткість виробів і їх конфігурація та інші фактори.

Вилуговування пляшок сульфур діоксидом в меншій мірі підвищує водостійкість скла, ніж оброблення фторхлормісткими газами. Карбон діоксиду не вилуговує скло і не змінює його водостійкість. При одних і тих же режимах термохімічної обробки виробів найбільш інтенсивно вилуговує скло суміш дифтордихлорметану з сульфур діоксином.

Термохімічна обробка поверхні склотари газоподібними реагентами підвищує її механічну міцність на 10-20 %. Вилуговування тарних скловиробів різного призначення газоподібними реагентами приводить до ущільнення поверхневого шару скла, про що свідчить підвищення його мікротвердості на 10-20 %. Термохімічна обробка газоподібними реагентами також підвищує термостійкість тарних виробів в середньому на 5-10 %. За рахунок підвищення термомеханічних і хімічних властивостей втрати тарних скловиробів на

стадіях вироблення, зберігання, транспортування і експлуатації знизяться в 2-4 рази, при цьому можна зменшити їх масу на 5-10 % [2, 6].

Основні переваги методу термохімічної обробки скляної тари газоподібними реагентами - високий ефект у підвищенні хімічної стійкості поверхні виробів при одночасному поліпшенні їх термомеханических властивостей, доступність для реалізації, невеликі капіталовкладення на обладнання. Недоліками методу підвищення експлуатаційних властивостей скловиробів є складність в проектуванні і виготовленні обладнання для точного дозування малих обсягів газоподібних реагентів і емпіричний спосіб визначення оптимального режиму термохімічної обробки скляної тари.

2. Обробка скляної тари електромагнітними полями, плазмою бар'єрного та коронного розрядів.

Альтернативним методом обробки скловиробів може стати використання електромагнітних полів (постійного, змінного та імпульсного). Природа взаємодії багатокомпонентних стекол з електромагнітними полями вивчалася мало.

В наших експериментах на тарні скловироби діяли електромагнітними полями на конвеєрі при транспортуванні їх від склоформуєчої машини до печі відпалу. Осердя електромагніту для створення постійного і змінного магнітного полів встановлювалося над конвеєром таким чином, щоб скловироби могли вільно переміщатися через повітряний зазор. Час перебування скловиробів в однорідному магнітному полі становив приблизно 1-2 с. Температура скла в момент дії магнітного поля орієнтовно становила 450-550 °С. Максимальне значення модуля вектора магнітної індукції (МВМІ) досягало 0,25 Тл. У деяких експериментах скляна тара піддавалися повторної дії магнітного поля. Для цього скловироби після магнітної обробки вручну за допомогою пристрою знімалися з конвеєра і ще раз переміщалися через зазор осердя.

Для створення імпульсного магнітного поля розроблено обладнання, в якому джерелом енергії використовується батарея конденсаторів. Робочим органом магнітного імпульсного пристрою є змінний індуктор. Змінюючи форму и розміри індуктора можна створювати магнітне поле необхідної напруженості. Характеристика імпульсного магнітного поля: МВМІ - 40-80 мТл, напруженість – 0,064 МА/м, тривалість імпульсу - 25 мкс, частота слідування імпульсів – 1-10 Гц, сила струму - 20 кА.

Деякі результати впливу термомагнітної обробки на механічну міцність банок показані в табл. 1.

Таблиця 1  
 Вплив МВМІ постійного магнітного полі на механічну міцність банок місткістю 0,65 л

МВМІ, Тл	ОЗС F, кН					
	F <sub>сер</sub>	ΔF <sub>сер</sub> , %	F <sub>min</sub>	ΔF <sub>min</sub> , %	F <sub>max</sub>	ΔF <sub>max</sub> , %
0	2,38	-	1,50	-	3,43	-
0,05	2,49	4,6	1,63	8,7	3,88	13,1
0,10	2,75	15,5	1,84	22,7	4,12	20,1
0,19	2,90	21,8	1,90	26,7	4,48	30,6
0,22	3,16	32,8	2,21	47,3	4,37	27,4

Середня механічна міцність банок на ОЗС в результаті обробки постійним магнітним полем зростає на 25-30 %, причому мінімальний рівень міцності підвищується в 1,5-2 рази, що особливо важливо, так як для експлуатації скловиробів найбільш важливим є збільшення мінімального значення міцності, а не середнього або максимального рівня [6].

Вплив тривалості магнітної обробки на механічну міцність банок представлено в табл.2.



Експерименти показали, що термомагнітна обробка підвищує механічну міцність тарних скловиробів на 20-40 %, мікротвердість - на 10-20 %, термостійкість - на 5-10 %. Ефект зміцнення залежить від значення МВМІ, температури скла і тривалості обробки.

Таблиця 2

Вплив тривалості впливу постійного магнітного поля на механічну міцність банок місткістю 0,65 л (значення МВМІ - 0,22 Тл)

Тривалість обробки, с	ОЗС F, кН					
	F <sub>сер</sub>	Δ F <sub>сер</sub> , %	F <sub>min</sub>	Δ F <sub>min</sub> , %	F <sub>max</sub>	Δ F <sub>max</sub> , %
0	2,13	-	0,95	-	2,95	-
1	2,75	29,1	1,90	100,0	3,61	22,4
2	2,95	38,5	2,05	115,7	3,89	31,8

Основні переваги методу термомагнітної обробки скляної тари - можливість підвищення експлуатаційної надійності виробів складної форми без зміни технології їх виробництва, збереження природного стану поверхні скла, не забруднюється навколишнє середовище. Термомагнітна обробка не покращує хімічну стійкість скла.

Під впливом бар'єрного та коронного розрядів відбувається зміна складу і структури скла, що супроводжується підвищенням мікротвердості на 5-10 %. Обробка банок місткістю 1,0 л плазмою змінного коронного розряду проводилася по таким режимам: температура - 500-600 °С; напруга - 5-21 кВ; розрядний проміжок - 15-130 мм; тривалість обробки - 1-2 с. В результаті обробки банок середній рівень міцності зріс на 5 %, а мінімальний - на 13 %. В промисловості такий метод обробки не має перспективи.

3. Метод нанесення органічних, кремнійорганічних та оксидно-металевих покриттів на скляну тару.

Нами апробовані різні способи нанесення на тару покриттів. Головні переваги органічних покриттів: зниження рівня шуму на лініях розливу і зменшення пошкоджуваності скла. За допомогою полімерних покриттів тарі надається гарний вигляд, причому покриття можуть бути як прозорими, так і непрозорими. Підвищення міцності тари покриттями сягає 5-10 %. Такий же ефект отриманий при застосуванні оксидно-металевих покриттів. Основний недолік покриттів - їх легке руйнування.

4. Метод іонного обміну з твердофазними реагентами.

Значне підвищення механічної міцності склотари (30-50 %) досягнуто при обробці поверхні скла твердофазними реагентами (солями калію). Недоліки заключаються в необхідності складного обладнання для розпилення розчинів солей калію і забруднення ними технологічної лінії.

5. Методи комбінованої обробки скляної тари.

Апробувалися різні комбінації методів підвищення експлуатаційних властивостей скляної тари: термохімічна обробка газоподібними реагентами, а потім нанесення захисних покриттів; іонний обмін з твердофазними реагентами, а потім термохімічна обробка; термомагнітна обробка, а потім термохімічна обробка та інші варіанти. Найбільший ефект в підвищенні експлуатаційних властивостей тарних скловиробів був досягнутий при комбінації трьох методів обробок. Однак в цьому випадку істотно ускладнювалася технологія виробництва скляної тари.

## Література

1. Трыкова Т. А. Товароведение упаковочных материалов и тары: учебное пособие. - Москва: Издательско-торговая корпорация "Дашков и К", 2012. - 212 с.
2. Бутаев А. М. Прочность стекла. Ионнообменное упрочнение. - Махачкала: Дагестанский государственный университет, 1997. - 253 с.

3. Сильвестрович С. И. Механические свойства стекла: обзорная информация. - Москва: ВНИИЭСМ, 1987. - 70 с.

4. Казаков В. Д. Повышение эксплуатационной надежности и экономичности стеклянной тары: обзорная информация. - Москва: ВНИИЭСМ, 1987. - 49 с.

5. Guloyan Yu. A. Surface phenomena in glass technology (A review) // Glass and Ceramics.- 2006.- V. 63, №5-6.- P. 146-153.

6. Шарагов В. А. Химическое взаимодействие поверхности стекла с газами. - Кишинев: Штиинца, 1988. 130 с.

7. Karlsson S., Jonson B., Stålhandske C. The technology of chemical glass strengthening (a review) // Glass Technology: European Journal of Glass Science and Technology. Part A. - 2010. - V. 51, N2. - P. 41-54.

## ANALYSIS OF THE EFFICIENCY OF APPLICATION DIFFERENT METHODS TO IMPROVE THE OPERATIONAL PROPERTIES OF GLASS CONTAINERS

V. A. Sharagov

**Abstract.** *The results of application of methods deposition of protective coating, thermochemical treatment by gaseous reagents, thermomagnetic treatment, ion exchange from solid phase, treatments by corona and barrier discharges for improvement of physical and chemical properties of glass containers are discussed. The advantages and limitations of the different methods of modification of container glass composition and structure are compared.*

**Keywords:** glass containers, mechanical strength, heat resistance, microhardness, chemical resistance, thermochemical treatment, thermomagnetic treatment.

## ЗАСТОСУВАННЯ СИСТЕМНОГО АНАЛІЗУ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ФАКТОРІВ, ЩО ВПЛИВАЮТЬ НА МЕХАНІЧНУ МІЦНІСТЬ СКЛЯНОЇ ТАРИ

В. А. Шарагов, Г. І. Курікеру

Бельцький державний університет імені Алеку Руссо, м. Бельці, Республіка Молдова, MD 3100, ул. Пушкина, 38, [sharagov@mail.ru](mailto:sharagov@mail.ru).

**Анотація.** *Розроблено загальний підхід для складання характеристики скляної тари. Пропонується узагальнена модель для виявлення факторів, що впливають на механічну міцність скляної тари. Представлені групи і підгрупи факторів блоку "параметри і властивості скляної тари", що впливають на механічну міцність скляної тари. Обговорюються переваги запропонованого системного підходу для підвищення механічної міцності скляної тари.*

**Ключові слова:** властивість, механічна міцність, скляна тара, характеристика, системний аналіз, фактор.

Приблизно 15 % від усіх пакувальних матеріалів доводиться на скляну тару. У промислово розвинених країнах випуск скляної тари становить 55-80 % від загальної маси всіх видів промислових скловиробів [1]. Останні три десятиліття скляна тара відчуває гостру конкуренцію з боку упаковок з пластмас, картону і металів. У Республіці Молдова зі скла виробляється тільки тара різного призначення. Ефективність застосування скляної тари істотно погіршується через її низьку механічну міцність на розтяг і вигин. Так, наприклад, бій скляної тари при виробництві, транспортуванні, на лініях розливу складає в середньому 3-5 % [2].

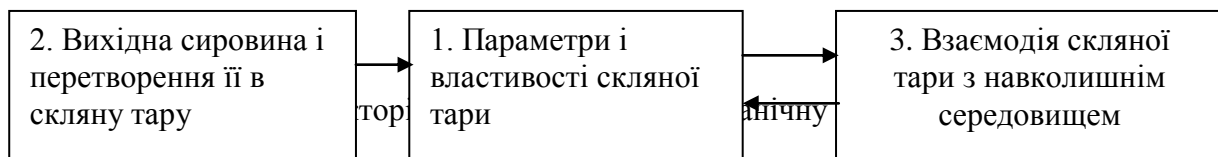
На механічну міцність промислових скловиробів впливає велика кількість факторів: хімічний склад і структура поверхневих шарів скла, спосіб формування та конфігурація

виробів, однорідність скла, вологість повітря, тривалість і умови зберігання виробів і т. д. Виявлення причин низької механічної міцності скляної тари є складною проблемою [3].

Метою цієї роботи було виявити фактори, що впливають на механічну міцність скляної тари з позицій системного аналізу.

Системний аналіз вперше знайшов застосування в середині минулого століття при розробці електронно-обчислювальних машин. Сьогодні системний аналіз застосовується у всіх сферах людської діяльності. Поняття " системний аналіз " в літературі трактується по-різному. У загальному випадку системний аналіз являє собою сукупність методичних засобів і процедур, які використовуються для підготовки, обґрунтування і здійснення рішень щодо складних проблем самого різного характеру [4]. Найскладнішою і відповідальною процедурою в системному аналізі є побудова узагальненої моделі, що відображає всі ті чинники і взаємозв'язки між ними, які можуть впливати на процес прийняття рішення [4-5].

З позицій системного аналізу механічна міцність скла являє собою систему взаємопов'язаних факторів. У загальній моделі факторів, що впливають на механічну міцність скляної тари, нами виділені три основні блоки, представлені на рис. 1.



Перший блок факторів являє собою характеристику промислових скловиробів, тобто такі параметри і властивості, які характерні для будь-яких і речовин матеріалів: склад і тип структури скла, наявність в складі скла різного роду домішок. геометричні параметри скловиробів (форма, розміри, конфігурація), стан поверхні скла, однорідність, якість відпалу скловиробів, технологічні та експлуатаційні властивості скла та ін.

Другий блок становлять фактори, що впливають на виробництво промислових скловиробів з шихти: якість сировинних матеріалів і їх підготовка, приготування шихти і її характеристика, скломаса і умови її варіння, методи і умови формування скловиробів, відпал і контроль якості скловиробів та ін.

Третій блок факторів характеризує взаємодію скляної тари з навколишнім середовищем: умови експлуатації скловиробів (температура, тиск, вологість повітря, випромінювання), властивості газоподібних, рідких і твердих реагентів, що реагують зі склом та ін.

Кожен блок містить кілька груп і підгруп факторів. На рис. 2 наводяться групи і підгрупи факторів центрального блоку "1. Параметри і властивості скляної тари".

Потім представляються фактори, що відносяться до окремої підгрупи. Наприклад, підгрупу "1.2.1. Загальні властивості скла" складають такі фактори, як однорідність, щільність і пористість.

Між факторами однієї підгрупи (або групи), так само як і між факторами різних підгруп є певні зв'язки. Так, наприклад, стан поверхневих шарів скла (група факторів 1.3) залежить від хімічного складу скла (підгрупа факторів 1.1.1), типу структури скла (підгрупа факторів 1.1.2), структурно-фізичних параметрів скла (підгрупа факторів 1.1.3), рельєфу поверхні (підгрупа факторів 1.2.2), характеристики дефектів (підгрупа факторів 1.3.1), наявності в складі скла різного роду домішок (підгрупа факторів 1.2.2), якості відпалу (підгрупа факторів 1.2.5), конфігурації скляної тари (підгрупа факторів 1.4.1), технологічних властивостей скломаси (підгрупа факторів 1.2.3), технології виробництва скляної тари і умов її експлуатації (блоки факторів 2 та 3) і т.д.

На наступному етапі з'ясовується вплив кожного фактора на механічну міцність скляної тари. Наприклад, як при інших ідентичних умовах механічна міцність скла залежить від конфігурації виробів. Автори експериментально встановили, що значення механічної міцності пляшок для коньяку і пляшок для соків, що мають одну і ту ж місткість, але різну

конфігурацію, між собою різняться (пляшки вироблялися на одній і тій же склоформуючі машині).

Аналогічним чином аналізуються і характеризуються групи і підгрупи факторів для блоків "2. Вихідна сировина і перетворення її в скляну тару " та "3. Взаємодія скляної тари з навколишнім середовищем ".

Потім настає найбільш складний і відповідальний етап - ранжування факторів за ступенем їх важливості. Для цього визначається кількісний зв'язок між кожним фактором і механічною міцністю скловиробів. Так, наприклад, нами встановлений прямо пропорційний зв'язок між механічною міцністю тарних скловиробів і ступенем неоднорідності скломаси.

У тих випадках, коли відсутній кількісний критерій, до уваги береться якісний вплив даного фактору на властивості скляної тари. Треба відзначити, що до цього часу не вивчений вплив багатьох факторів на механічну міцність промислових скловиробів різного призначення.

Таким чином, за допомогою системного аналізу можна отримати цілісну уяву про фактори, які впливають на механічну міцність скляної тари (або іншу властивість скла), їх взаємозв'язок між собою і провести ранжування факторів за ступенем важливості. Такий підхід дозволяє уникнути прорахунків при виробленні промислових виробів з заданою механічною міцністю, а в разі необхідності можна своєчасно внести корективи в процес виробництва скляної тари.

Системний аналіз нами застосовується як в наукових дослідженнях, так і в навчальному процесі. Традиційне освоєння матеріалу щодо механічної міцності промислових скловиробів є складним, так як на таку властивість впливає велика кількість факторів. Застосування системного аналізу значно покращує розуміння і запам'ятовування нового матеріалу, дозволяє виявити інші невідомі фактори і намітити шляхи вирішення проблеми.



Рис. 2. Групи і підгрупи факторів блоку "1. Параметри і властивості скляної тари"

### Література

1. Трыкова Т. А. Товароведение упаковочных материалов и тары: учебное пособие. - Москва: Издательско-торговая корпорация "Дашков и К", 2012. - 212 с.
2. Казаков В. Д. Повышение эксплуатационной надежности и экономичности стеклянной тары: обзорная информация. - Москва: ВНИИЭСМ, 1987. - 49 с.
3. Сильвестрович С. И. Механические свойства стекла: обзорная информация. - Москва: ВНИИЭСМ, 1987. - 70 с
4. Мельникова Л. И., Шведова В. В. Системный анализ при создании и освоении объектов техники. - М.: ВНИИПИ, 1991. - 85 с.
5. Козлов В. Н. Системный анализ, оптимизация и принятие решений. - Москва: Проспект, 2016. - 176 с.

## APPLICATION OF SYSTEM ANALYSIS TO REVEALING FACTORS AFFECTING THE MECHANICAL STRENGTH OF GLASS CONTAINERS

V. A. Sharagov, G. I. Kurikeru

Alecu Russo Balti State University, Balti, Moldova

**Abstract.** *There has been developed a common approach to present the characteristics of glass containers. We have proposed a generalized model to reveal the factors that influence the mechanical strength of glass containers. The article presents the groups and subgroups of factors of the block entitled "parameters and properties of glass containers" that influence the mechanical strength of glass containers. It also discusses the advantages of the given system approach, aimed at improving the mechanical strength of glass containers.*

**Keywords:** property, mechanical strength, glass containers, characteristics, system analysis, factor.

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННЫХ ОБЛУЧЕНИЙ НА ОПТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭКСИТОННЫХ ОБЛАСТЕЙ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК ZNTE/GAAS

М. Шарипбаев<sup>1</sup>, Д. Асенбаева<sup>2</sup>, А. Султанов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Каракалпакский Государственный Университет им. Бердаха, г. Нукус

<sup>2</sup>Нукусский филиал Ташкентского университета информационных технологий  
[murat.sharibaev@mail.ru](mailto:murat.sharibaev@mail.ru)

**Аннотация:** *Интерес к излучению квантово-размерных структур на основе A2B6 материалов обусловлен возможностью изготовления на их базе инжекционных источников когерентного [1] и некогерентного излучения, а также излучателей с электронной накачкой [2], перекрывающих практически весь видимый диапазон. Методом низко температурной фотоотражения, фотолюминценции (НТ ФЛ T=4,2 и 77 K) исследовались качества эпислоя ZnTe и границы раздела ZnTe/GaAs.*

**Ключевые слова:** фотолюминесценция (ФЛ), фотоотражения (ФО), эпитаксиальные пленки.

Интерес к излучению квантово-размерных структур на основе A2B6 материалов обусловлен возможностью изготовления на их базе инжекционных источников когерентного [1] и некогерентного излучения, а также излучателей с электронной накачкой [2-4], перекрывающих практически весь видимый диапазон.

Спектр НТ ФЛ ЭС ZnTe-GaAs рассматривалась в трех энергетических областях:

1. Область связанных экситонов и переходов на маленькие уровни из зоны проводимости (519-550 нм).
2. Область излучения донорно-акцепторных пар (550-590 нм).
3. Область, соответствующая излучательной рекомбинации на глубоких дефектах (590-775 нм).

**Методика эксперимента.** Квантово-размерные структуры выращивались методом молекулярно-лучевой эпитаксии на установке “Катунь”. Методом низко температурной фотоотражения, фотолюминесценции (НТ ФЛ T=4,2 и 77 К) исследовались качества эпислоя ZnTe и границы раздела ZnTe/GaAs. Измерения спектров фотолюминесценции, PL, и отражения (R( $\lambda$ )), проводились при 4.2 и 77 К на спектральном приборе с разрешением  $\leq 0.5$  мэВ. Спектры PL возбуждались излучением Ar лазера модели LGN-503 с  $\lambda_1=0.5145$  и  $\lambda_2=0.4880$  мкм. Облучение электронами с энергией 1.8 МэВ и интегральным флюенсом  $4 \times 10^{16}$  см<sup>-2</sup> проводили на импульсном ускорителе ИЛУ-6 в следующем режиме: длительность импульса 700 мкс, частота 25 Гц, плотность электронного тока в импульсе  $3,5 \times 10^{14}$  см<sup>-2</sup>·с<sup>-1</sup>.

Как видно из рисунка 1, на кривой отражения, R( $\lambda$ ), наблюдаются особенности, связанные с экситонными резонансами тяжелых и легких ( $I_{FX}^{lh}$  и  $I_{FX}^{hh}$ , отмечено стрелками) дырок.

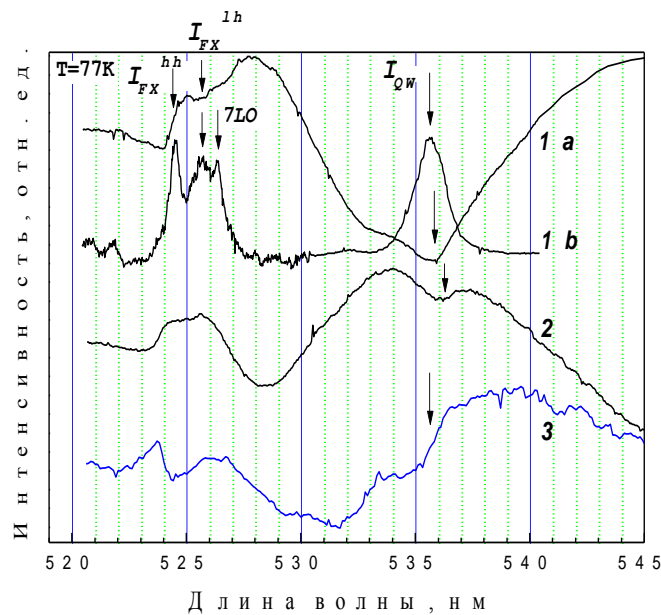


Рис.1. Приведены спектры отражения R( $\lambda$ ), и фотолюминесценции, исходного буферного ZnTe слоя без квантово-размерных слоев до (кривая 1) и после облучения электронами (кривая 2)

По положению и по расщеплению резонансов легких и тяжелых дырок в спектрах отражения была вычислена величина остаточных упругих деформаций. Остаточные упругие деформации  $\varepsilon(\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy})$  были вычислены по формуле [3]:  $\Delta E = 2b \cdot \varepsilon \cdot (S_{11} - S_{12}) / (S_{11} + S_{12})$ , где  $\Delta E = E_{FX}^{lh} - E_{FX}^{hh}$  (мэВ); деформационный потенциал  $b = +1,30$  эВ; коэффициенты упругости  $S_{11} = 2,4 \cdot 10^{-11}$  и  $S_{12} = -0,87 \cdot 10^{-11}$  м<sup>2</sup>·Н<sup>-1</sup>. Величина деформаций растяжения составила  $\varepsilon = 6,5 \cdot 10^{-4}$ , 77 К. После облучения происходило незначительное смещение особенностей экситонного резонанса в сторону меньших длин волн и уменьшение величины  $\Delta E$  по отношению к исходному образцу. Величина деформаций для облученного образца составила величину  $\varepsilon = 6,24 \cdot 10^{-4}$ , 77 К, т.е. произошла релаксация упругих деформации на величину  $(\varepsilon_0 - \varepsilon_\phi) / \varepsilon_0 \cdot 100\% = 4\%$  где  $\varepsilon_{0,\phi}$ -деформации в исходном (облученном) образце, соответственно.



Изменение величины упругих деформаций, вычисленное из спектров низкотемпературной РЛ того же образца, исходного и облученного электронами, по смещению положения полосы, связанного на тяжёлой дырке ( $I_{FX}^{hh}$ ) экситона ( $h\nu_0=2.3800$  эВ, 4.2 К) составило величину  $\Delta\varepsilon=1.6 \cdot 10^{-5}$ , что достаточно хорошо согласуется с данными, полученными из спектров отражения при 4.2 К.

По спектрам экситонных линий были идентифицированы природа дефектов в эписле, так и на границе раздела. Было установлено существенно неоднородное распределение Ga в приповерхностной области. Оказалось, что у самой поверхности ЭС ZnTe концентрация галлия существенно возрастает т.е. происходит собрание галлия вблизи поверхности роста. Одновременно происходит увеличение концентрации V вблизи поверхности.

После облучения происходит смещение положения особенностей экситонного резонанса в сторону меньших длин волн. Это связано с заметной релаксацией (уменьшением) напряжений после облучения. Механизм радиационно-стимулированной релаксации напряжений в квантово-размерных структурах может быть связан с генерацией протяженных и точечных дефектов или с изменением состава ямы при интердиффузии ее компонент.

Кроме особенностей, связанных с экситонами в буферном слое, в спектрах отражения  $R(\lambda)$  при энергии, совпадающей с максимумом излучения от квантовой ямы ( $I_{QW}$ ) наблюдаются накладывающиеся на интерференционную картину особенности, которые “следят” за смещением максимума ФЛ при облучении. Эти особенности смещаются при рентгеновском облучении в сторону меньших энергий, а при облучении быстрыми электронами – в сторону больших энергий.

Предполагается, что доноры Ga диффундируют их GaAs подложки в пленку ZnTe в процессе роста. В области гетерограницы ЭС- подложка отчетливо проявляется полоса ФЛ 810-860 нм. Видно полоса  $\lambda=833,4$  нм, соответствующая переходу e-Zn. Следы остаточного акцептора Zn на фоне гораздо более интенсивных переходов связанных с остаточными примесями показывает, что происходит диффузия Zn в подложку GaAs. Переходной слой пленка-подложка формируется в процессе роста, а вовсе не вследствие классической гетеродиффузии компонент в пленке и подложке.

**Выводы.** После облучения электронами в эпитаксиальных пленках наблюдается смещение в коротковолновую сторону экситонных линий от буферного ЭС, под КЯ, что свидетельствует об уменьшении напряжений растяжения в этом слое. Поскольку в одиночном буферном ЭС (ZnTe) релаксация практически отсутствует, то можно полагать, что в сложной гетероструктуре радиационно-стимулированная релаксация напряжений в основном происходит между ямами и барьерами (связанных с рассогласованием параметров ям и барьеров).

### Литература

1. Иванов С.В., Торопов А.А., Сорокин С.В. и др.//ФТП.-1998.-Т.32.-С. 1272.
2. Басов М.Г., Дианов Е.М., Козловский В.И. и др.// Квантовая электроника.-1995.-Т.22.-С.756.
3. Шарибаев М. Определение методом фотолюминесценции протяженных дефектов в эпитаксиальных пленках ZnTe/GaAs. Журнал. Физика полупроводников и микроэлектроника. №4.
4. Шарибаев М, Асенбаева Д. Влияние электронных облучений на фотолюминесцентные свойства экситонных областей эпитаксиальных пленок ZnTe/GaAs Международный научный журнал “Science time” №5., 2020 г., стр. 63-67., Россия.

## INFLUENCE OF ELECTRONIC IRRADIATIONS ON THE OPTICAL CHARACTERISTICS OF EXCITON AREAS OF ZNTE / GAAS EPITAXIAL FILMS

M. Sharibaev<sup>1</sup>, D. Asenbaeva<sup>2</sup>, A. Sultanov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Karakalpak State University. Berdaha, Nukus

<sup>2</sup>Nukus branch of Tashkent University of Information Technologies

murat.sharibaev@mail.ru

**Abstract:** *The interest in the radiation of quantum-dimensional structures based on A2B6 materials is due to the possibility of manufacturing on their basis injection sources of coherent [1] and incoherent radiation, as well as electronically pumped emitters [2], covering almost the entire visible range. The qualities of the ZnTe epitaxial film and the ZnTe / GaAs interface were studied by the method of low-temperature photoreflection and photoluminescence (NT PL T = 4.2 and 77 K).*

**Keywords:** photoluminescence (PL), photoreflections (FD), epitaxial films.

## GaSe<CS(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub><C<sub>14</sub>H<sub>10</sub>>> КЛАТРАТ ІЄРАРХІЧНОЇ АРХІТЕКТУРИ, СИНТЕЗОВАНИЙ ПРИ ОСВІТЛЕННІ: ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗАСТОСУВАННЯ

В. М. Максимич, Ф. О. Іващишин, Р. Я. Швець

Національний університет «Львівська політехніка», вул. Котляревського 1,

Львів, Україна, 79013, [vitalii.m.maksymych@lpnu.ua](mailto:vitalii.m.maksymych@lpnu.ua)

**Анотація.** Клатратний комплекс ієрархічної архітектури був успішно синтезований інтеркаляцією тіосечовини (CS(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>) та антрацену (C<sub>14</sub>H<sub>10</sub>) між шари 4-кратно розширеної матриці селеніду галію (GaSe). Отриманий клатрат досліджували за допомогою імпедансної спектроскопії за нормальних умов, при освітленні і в постійному магнітному полі та встановлювали характер реакції клатрату на змінне електричне поле. У синтезованому клатраті виявлено квантову ємність, індуквану постійним магнітним полем та «від'ємну ємність», індуквану освітленням. Вольт-амперна характеристика комплексу GaSe<CS(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub><C<sub>14</sub>H<sub>10</sub>>> демонструє гістерезисну поведінку, притаманну структурам, що проявляють ефект пам'яті. Природа цього ефекту, швидше за все, зумовлена процесом накопичення електричного заряду на міжфазних межах.

**Ключові слова:** клатрат, інтеркаляція, тіосечовина, антрацен, ієрархічна архітектура, система «господар-гість», мемристорний ефект.

Стрімкий розвиток електроніки спричинив пошук нових функціонально-гібридних неорганічно/органічних матеріалів збудованих на рівні нанорозмірних об'єктів, якими все частіше виступають органічні молекули, що відрізняються від неорганічних сполук широким спектром неординарних властивостей. Побудовані за допомогою супрамолекулярних взаємодій клатратні структури найчастіше представляють собою самозбірні комплекси за принципом «замок-ключ». Саме в такий спосіб, за рахунок слабкої взаємодії між матеріалом «господарем» та «гостем», вдається зберегти ідентичність властивостей обох компонент, а забезпечення при цьому нанорозмірності структурних елементів відкриває абсолютно нові властивості і підходи до вивчення речовин.

Формування більш складних клатратних комплексів типу субгосподар<господар<гість>> відкриває абсолютно нові можливості. В такий спосіб нам вдалося реалізувати квантове підсилення сенсорної чутливості до зовнішніх фізичних полів та принципову можливість накопичення електричної енергії на квантовому рівні [1-3].

Матрицею субгосподарем було використано напівпровідниковий монокристал GaSe. Вирощений методом Бріджмена-Стокбаргера, монокристал володіє яскраво вираженою шаруватою структурою і р-типом провідності. Анізотропія його властивостей дозволяє

дослідникам шукати унікальні (2D) електронні властивості, такі як велика електронна рухливість, квантовий ефект Холла, аномальний оптичний відгук чи індуковані стани нульового опору [4,5]. За рахунок особливостей структури, шаруватий кристал групи  $A_3B_6$  є потенційним термоелектричним матеріалом з високим значенням потенціального поля [6], він може бути застосовний у різних сферах електроніки [7,8] і може, що у нашому випадку є найбільш важливим, служити як матриця із 2D гостьовими позиціями.

Супрамолекулярним кавітандом виступала тіосечовина ( $CS(NH_2)_2$ ). Її ще називають тіокарбамідом. Вона може діяти як проміжний «господар» завдяки сильним міжмолекулярним водневим зв'язкам між кислотними протонами  $NH_2$ -груп і атомами кисню або сірки сусідніх молекул. В результаті утворюється хіральна спіральна порожниста трубка з молекул сечовини з мінімальним ван-дер-ваальсовим діаметром  $5,5 \div 5,8 \text{ \AA}$ , в яку можуть ввійти «гості» з малим поперечним перерізом.

«Гостем» було обрано антрацен ( $C_{14}H_{10}$ ), який є добре відомим органічним фотоелектретом, властивості якого в макроструктурованому стані досить повно вивчені. Натомість, зміни механізмів фотоелектретної поляризації при переході до наноструктурованого стану, як і «гостьового» контенту в клатратах, сьогодні практично не вивчені.

Супрамолекулярна сполука  $CS(NH_2)_2 \langle C_{14}H_{10} \rangle$  утворювалася при змішуванні насичених розчинів відповідних компонент у молярному співвідношенні 1:1.

Адаптація кристалічної матриці GaSe до впровадження між шари супрамолекулярного комплексу  $CS(NH_2)_2 \langle C_{14}H_{10} \rangle$  реалізувалася шляхом застосування достатньо детально описаної в наших попередніх роботах інтеркаляційно-деінтеркаляційної технології кристалоінженерії [9]. Розширення кристалічної матриці монокристалу GaSe становило 4-кратне значення. Впровадження та формування супрамолекулярного комплексу проводили за накладання освітлення, з метою фотоелектретизування гостьового компоненту – антрацену.

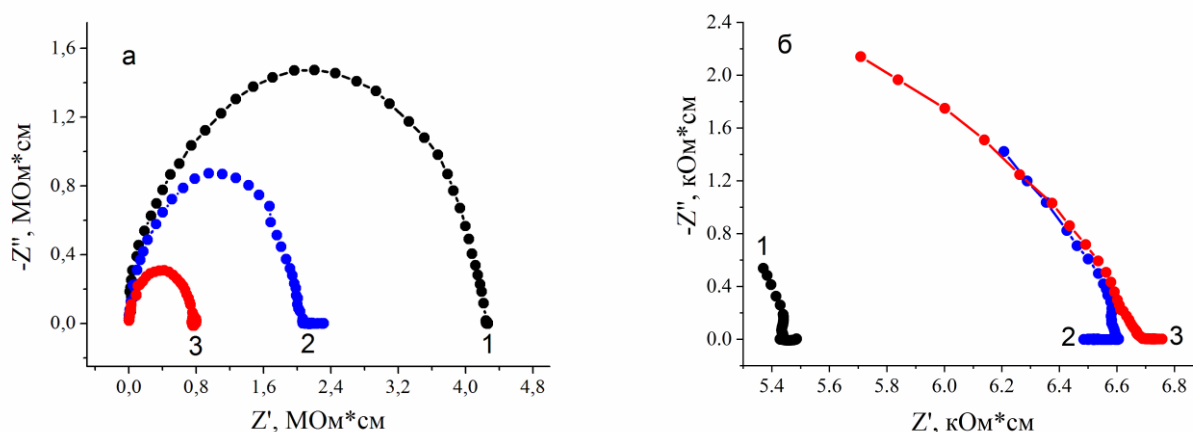


Рис. 1. Діаграми Найквіста 4-кратно розширеної матриці GaSe (а) та клатрату  $GaSe \langle CS(NH_2)_2 \langle C_{14}H_{10} \rangle \rangle$  (б). Вимірювання проводили за нормальних умов (1), в постійному магнітному полі (2) та при освітленні (3)

З метою дослідження механізмів струмопроходження та їх зміни при впровадженні супрамолекулярного комплексу  $CS(NH_2)_2 \langle C_{14}H_{10} \rangle$  в напівпровідникову матрицю GaSe, були виміряні імпедансні спектри за допомогою вимірювального комплексу “AUTOLAB” фірми “ECO CHEMIE” (Нідерланди) в напрямку кристалографічної осі С монокристалів в діапазоні частот  $10^{-3} \div 10^6$  Гц.

Розглянемо досліджені властивості клатрату  $GaSe \langle CS(NH_2)_2 \langle C_{14}H_{10} \rangle \rangle$ . Результати імпедансних досліджень вихідної 4-кратно розширеної матриці та клатрату на її основі

представлені на рис.1. Вимірювання імпедансних спектрів проводили за нормальних умов, у постійному магнітному полі напруженістю 2,75 кОе та за освітлення (імітатором сонячного випромінювання потужністю 65 Вт). Аналізуючи результати вимірювань для вихідної 4-кратно розширеної матриці GaSe бачимо звичну картину (рис. 1а, крива 1). Діаграма Найквіста представляє собою півколо, яке при моделюванні представляє собою паралельне підключення опору R та ємності C, що характеризують відповідно опір стадії перенесення електричного заряду та його накопичення. Очікувану поведінку годографу імпедансу отримуємо за накладання постійного магнітного поля, яке модифікує енергетичний спектр домішкової підсистеми за рахунок ефекту Зеємана, що призводить до більш як 2-кратного зменшення комплексного опору та появи низькочастотної ділянки паралельної осі дійсної частини комплексного опору і напрямленої в сторону його зростання (рис.1а, крива 2). При моделюванні такої поведінці відповідатиме елемент ВСРЕ, що моделює струмопроходження в просторово обмеженій області з пастковими центрами поблизу рівня Фермі. Освітлення призводить до більш як 5-кратного зменшення комплексного опору, що спричинено fotocутливістю досліджуваного монокристалу у видимій області спектру (рис.1а, крива 3). Також, за освітлення годограф імпедансу переходить у IV квадрант комплексної площини, проявляючи тим самим ефект «від'ємної ємності», що спричинений активацією світлом пасткових центрів біля рівня Фермі, які здатні захоплювати і утримувати носії струму протягом часу співмірного із півперіодом синусоїдального вимірювального сигналу. При моделюванні така поведінка буде представлена котушкою індуктивності L.

Впровадження супрамолекулярного комплексу  $CS(NH_2)_2 < C_{14}H_{10} >$  між шари 4-кратно розширеної матриці GaSe призводить до 1000-кратного зменшення комплексного опору, що спричинено зростанням вільних носіїв заряду за рахунок гостьової підсистеми (рис.1б, крива 1). Діаграма Найквіста приймає форму незавершеного півкола, що спричинено обмеженням частотного діапазону вимірювального комплексу. За нормальних умов для клатрату  $GaSe < CS(NH_2)_2 < C_{14}H_{10} >$  візуалізується низькочастотна ділянка паралельна осі дійсної частини комплексного опору, напрямлена в сторону його зростання, що моделюється кінечним елементом постійної фази (ВСРЕ), який відображає струмопроходження в просторово-обмеженій області з комплексною електропровідністю. Діаграма в постійному магнітному полі не призводить до значних змін комплексного опору, проте кардинально змінює низькочастотний генезис вітки діаграми Найквіста – візуалізується низькочастотна ділянка паралельна осі дійсної частини комплексного опору, напрямлена в сторону його зменшення, що при моделюванні представляє квантова ємність  $C_Q$ , зумовлену дискретизацією електронного енергетичного спектру вздовж кристалографічної осі C (рис.1б, крива 2). Слід відмітити, що в даному випадку, квантова ємність індукована постійним магнітним полем. Фоточутливість для клатрату  $GaSe < CS(NH_2)_2 < C_{14}H_{10} >$  зростає вдвічі, при цьому зберігається індукційна низькочастотна поведінка годографу імпедансу (рис.1б, крива 3). Зростання fotocутливості, найімовірніше, пов'язано із фотоелектретною природою антрацену.

Неординарного вигляду набуває ВАХ, виміряна для клатрату  $GaSe < CS(NH_2)_2 < C_{14}H_{10} >$  (рис.2), яка представляє собою гістерезу, на відміну від лінійної поведінки, характерної вихідній 4-кратно розширеній матриці GaSe. Така поведінка ВАХ може свідчити про

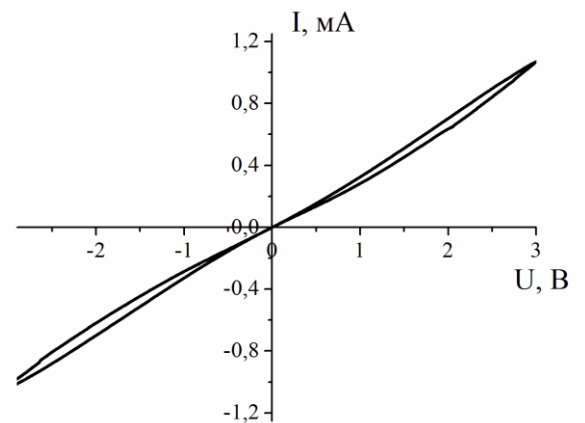


Рис. 2. ВАХ клатрату  $GaSe < CS(NH_2)_2 < C_{14}H_{10} >$ , виміряна за нормальних умов

накопичення електричного заряду на міжфазних межах та появи тим самим ефекту пам'яті, який має надзвичайно важливе значення з точки зору побудови принципово нових елементів пам'яті. В літературі дане явище відоме як мемристорний ефект.

### Література

1. I. Dupliak, F. Ivashchyshyn, D. Całus, B. Seredyuk, P. Chabecki, V. Maksymych Li. Fengping. Ukr. J. Phys. Opt. – 2020. – Vol.21(3). – P. 115-125. doi:10.3116/16091833/21/3/115/2020;
2. Tomasz Popławski, Anna Pidluzhna, Fedir Ivashchyshyn, Piotr Chabecki, Roman Shvets. Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2019. – Vol. 11(6). – P. 06023(1-5). doi:10.21272/jnep.11(6).06023;
3. Piotr Chabecki, Dariusz Całus, Fedir Ivashchyshyn, Anna Pidluzhna, Orest Hryhorchak, Ihor Bordun, Oleksandr Makarchuk and Andriy V. Kityk. Energies. – 2020. – Vol. 13(17). – P. 4321(1-16). doi:10.3390/en13174321;
4. Jesus Inarrea. Appl. Phys. Lett., V.110, P.143105, 2017. doi:10.1063/1.4979830;
5. D.A. Bandurin et.al. Nature nanotechnology letters. Published on line: 21.XI.2016. doi:10.1038/nnano.2016.242;
6. I.Mora-Sero, J. Bisquert. Nano Letters. Vol. 6, P. 640 – 650, April 2006. doi:10.1021/nl052295q;
7. Nguyen T. Hung, Ahmad R.T. Nugraha and Riichero Saito. Appl. Phys. Letters, V.111, P. 092107, 2017. doi:10.1063/1.5001184;
8. A.K.Geim and I.V. Grigorieva. Nature, V.499, P.419, 2013. doi:10.1038/nature12385;
9. F. Ivashchyshyn, I. Grygorchak, P. Stakhira, V. Cherpak, M. Micov. Current Applied Physics. – 2012. – 12(1). – P. 160-165. doi:10.1016/j.cap.2011.05.032.

## GaSe<CS(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub><C<sub>14</sub>H<sub>10</sub>>> CLATHRATE COMPLEX OF HIERARCHICAL ARCHITECTURE SYNTHESISED UNDER ILLUMINATION: PROPERTIES AND APPLICATIONS

Vitalii Maksymych, Fedir Ivashchyshyn, Roman Shvets

Lviv Polytechnic National University

**Abstract.** *The clathrate complex of hierarchical architecture was successfully synthesised by the intercalation of thiourea (CS (NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>) and anthracene (C<sub>14</sub>H<sub>10</sub>) in between the layers of four-fold expanded matrix of gallium selenide (GaSe). The obtained clathrate was investigated by the impedance spectroscopy under normal conditions, at illumination and in the constant magnetic field and the character of clathrate response to the ac electric field was established. The quantum capacitance induced by the constant magnetic field and negative capacitance induced by the illumination in synthesised clathrate were registered during impedance investigation. The current-voltage characteristic of GaSe<CS(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub><C<sub>14</sub>H<sub>10</sub>>> complex demonstrates a hysteresis behavior, inherent in structures with memory effect. The nature of this effect is most likely due to the process of electric charge accumulation at interfaces.*

**Keywords:** clathrate, intercalation, hierarchical architecture, host-guest system, impedance spectroscopy, memristor effect.



## СТРУКТУРНА РЕЛАКСАЦІЯ В КОМІРЧАСТИХ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛАХ НА ОСНОВІ ТЕРМОПЛАСТИЧНОГО ПОЛІУРЕТАНУ, ОДЕРЖАНИХ 3D-ДРУКОМ

В. О. Білошенко<sup>1</sup>, Д. Г. Вербило<sup>2</sup>, А. М. Пилипенко<sup>1</sup>, Б. М. Савченко<sup>3</sup>, Н. В. Сова<sup>3</sup>,  
В. В. Чишко<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Донецький фізико-технічний інститут ім. О.О. Галкіна НАН України, Київ, Україна,  
пр. Науки 46, 03028, [chishko@ukr.net](mailto:chishko@ukr.net)

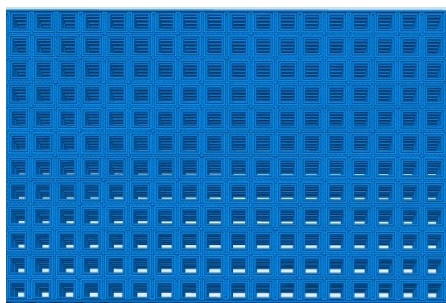
<sup>2</sup>Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, Україна,  
вул. Кржижановського 3, 03142

<sup>3</sup>Київський національний університет технологій та дизайну, Київ, Україна,  
вул. Немировича-Данченка 2, 01011

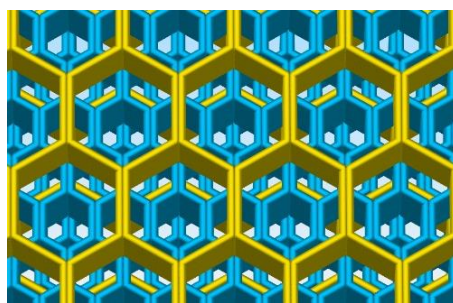
**Анотація.** Робота присвячена дослідженню впливу просторової орієнтації конструкції, жорсткості матриці та форми комірки на статичні та динамічні механічні властивості 3D-надрукованих комірчастих структур на основі термопластичного поліуретану.

**Ключові слова:** термопластичний поліуретан, решітчасті структури, динамічний механічний аналіз, механічні властивості

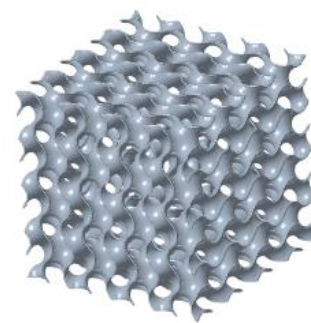
В якості вихідного матеріалу використовували термопластичний поліуретан (TPU-1), жорсткість якого підвищували добавкою полістиролу в кількості 5 ваг. % (TPU-2). У програмі для 3D-моделювання створювали моделі квадратної комірки з розмірами 2,1x2,1 мм<sup>2</sup> і товщиною стінок 0,875 мм, взаємопроникних відкритих шестикутних комірок розмірами 3 і 6 мм і товщиною стінок 0,36 мм та гіроїду, що описується формулою  $\sin(1,5x) \cdot \cos(1,5y) + \sin(1,5y) \cdot \cos(1,5z) + \sin(1,5z) \cdot \cos(1,5x) = 0$  (рис. 1). Модель решітчастого матеріалу з квадратними комірками орієнтували в просторі в трьох положеннях (вертикально, горизонтально та під кутом 45°); з шестикутними комірками та гіроїдною структурою – горизонтально. Прямокутні зразки виготовляли методом пошарового накладання розплаву з використанням 3D принтера Flashforge Creator pro з наступними налаштуваннями: діаметр сопла - 0,3 мм, швидкість друку – 2000 мм/с, температура екструдеру – 245 °С, температура столу (скло) – 90 °С. Товщина та висота шару матеріалу становили 0,36 мм та 0,2 мм, відповідно. Вміст TPU в об'ємі зразка становив 29,7 %, 46,6 % та 37 % для решітчастого матеріалу з шестикутними, квадратними комірками і гіроїдною структурою, відповідно. Для отримання заповнених зразків попередньо друкували контейнер, в який вставляли надрукований матеріал з комірчастою структурою і проводили заповнення зразків епоксидною смолою марки ЕРІКОТЕ 828, яка попередньо змішувалась з затверджувачем холодного затвердіння ANCAMINE 2760 у співвідношенні 2:1.



а



б



в

Рис. 1. Моделі комірчастих матеріалів з квадратними (а), шестикутними (б) комірками та гіроїду (в)

В'язкопружні характеристики досліджували методом динамічного механічного аналізу (ДМА) на приладі DMAQ800 в режимі деформації одинарного консольного вигину при частоті вимушених синусоїдальних коливань 1 Гц в інтервалі температур від 30 до 160 °С зі швидкістю нагрівання 3 град/хв. Випробування на триточковий вигин і розтягнення проводили при кімнатній температурі на універсальній електромеханічній випробувальній машині UTM-100 зі швидкістю руху траверси 10 мм/хв.

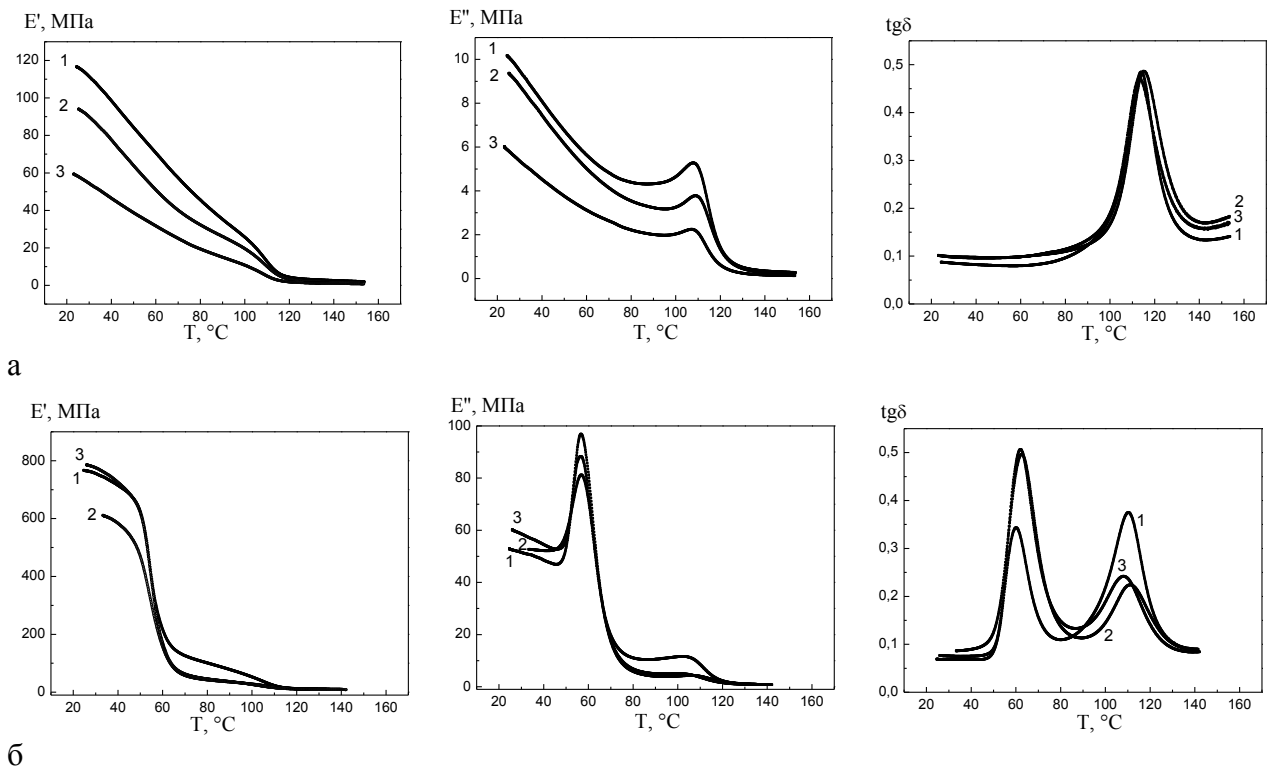


Рис. 2. В'язкопружні властивості незаповнених (а) та заповнених епоксидним полімером (б) решітчастих матеріалів з квадратними комірками, надрукованих горизонтально (1), вертикально (2) і під кутом 45° (3)

Результати ДМА решітчастих матеріалів з квадратними комірками на основі TPU-2 наведені на рис. 2 та в табл. 1, де  $E'$ ,  $E''$  – відповідно модуль пружності та втрат при кімнатній температурі;  $T_E$ ,  $T_{tg\delta}$  – температури вершин максимумів  $E''$  та  $tg\delta$ ;  $tg\delta_m$  – значення  $tg\delta$  в максимумі. На температурних залежностях  $E''$  та  $tg\delta$  реєструються відомі максимуми, обумовлені процесом розкльовання полістиролу. Положення максимумів незначно відрізняються в залежності від орієнтації зразків при друку, тобто напрямком друку слабо впливає на температуру переходу в скловидний стан. В той же час має місце анізотропія властивостей матеріалу в залежності від орієнтації моделі при 3D-друку – найвищий рівень динамічних модулів пружності  $E'$  та втрат  $E''$  спостерігається у випадку горизонтальної орієнтації. В суцільному зразку TPU-2 величини  $E'$  та  $E''$  до 10 разів більші (табл. 1), що є закономірним. Значення величини дисипації енергії (механічні втрати), яке характеризується висотою максимуму  $tg\delta$ , не залежить від напрямку друку. Заповнення епоксидним полімером призводить до змін температурних залежностей в'язкопружних властивостей решітчастих матеріалів (рис. 2 б). Істотно (до 12 разів) збільшуються величини  $E'$  і  $E''$ , а їх залежність від орієнтації зразків при друку зменшується. На температурних залежностях  $E''$  і  $tg\delta$  реєструється другий максимум, що визначається процесом розкльовання епоксидного полімеру. Крім того, використання заповнювача зміщує максимуми  $tg\delta$  досліджуваного матеріалу в бік низьких температур і зменшує їх висоту.



У випадку решітчастих матеріалів з шестикутними комірками дані ДМА якісно подібні, але значення  $E'$  та  $E''$  істотно нижче (рис. 3, криві 2; табл. 1). Цей факт можна пояснити

Таблиця 1

В'язкопружні властивості комірчастих матеріалів на основі TPU

	Тип решітчастої структури	Орієнтація моделі	$E'$ , МПа	$E''$ , МПа	$T_E$ , °C	$T_{tg\delta}$ , °C	$tg\delta$	$tg\delta_m$
TPU-2	Суцільний зразок	горизонтальна	520	51	108	113	0,09	0,43
	Квадратні комірки	горизонтальна	117/ 850	10/ 53	108/ 58;102	114/ 63;110	0,09/ 0,06	0,48/ 0,45;0,26
		45°	59/ 786	6/ 60	107/ 57;102	113/ 62;108	0,1/ 0,08	0,47/ 0,51; 0,24
		вертикальна	94/ 611	9/ 53	109/ 57;105	116/ 63;111	0,1/ 0,09	0,49/ 0,49;0,22
TPU-1	Шестикутні комірки	горизонтальна	12/ 1006	1/ 60	104/ 56;102	110/ 64;104	0,1/ 0,06	0,47/ 0,89;0,13
			0,97/ 970	0,2/ 59	-/ 65	-/ 72	0,2/ 0,06	-/ 0,86
	Гіроїд	горизонтальна	0,67/ 915	0,12/ 39	-/ 66	-/ 78	0,17/ 0,05	-/ 0,31

Примітка: в чисельнику – значення для незаповнених зразків, в знаменнику – для заповнених епоксидним полімером. Епоксидний полімер:  $E'=1306$  МПа,  $E''=65$  МПа,  $T_E=58$  °C,  $T_{tg\delta}=66$  °C,  $tg\delta=0,05$ ,  $tg\delta_m=1,42$

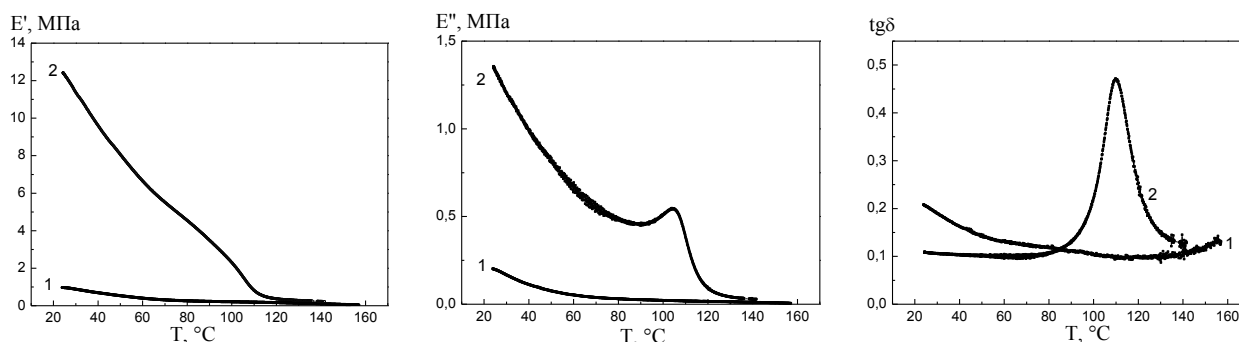


Рис. 3. В'язкопружні властивості незаповнених зразків решітчастих матеріалів з шестикутними комірками: 1 – TPU-1; 2 – TPU-2

меншими об'ємним вмістом TPU (29,7 % проти 46,6 %) та товщиною стінки (0,36 мм проти 0,875 мм) у порівнянні з такими для зразків з квадратними комірками. Аналогічну поведінку демонструє і зразок з гіроїдною структурою (табл. 1). Зменшення жорсткості матриці досліджуваних зразків закономірно приводить до значного (до 10 разів) зниження величин  $E'$  та  $E''$  (рис. 3, криві 1; табл. 1). Заповнення епоксидним полімером призводить до тих же змін температурних залежностей в'язкопружних властивостей, як і у випадку решітчастих матеріалів з квадратними комірками. Слід відмітити, що заповнення епоксидним полімером нівелює вплив жорсткості матриці.

Результати випробувань на триточковий вигин добре узгоджуються з даними ДМА, демонструючи аналогічні закономірності (табл. 2). Так, на прикладі решітчастих матеріалів з квадратними комірками показано, що найкращий комплекс механічних властивостей реалізується у випадку горизонтальної орієнтації моделі при 3D-друці. Зразки решітчастого матеріалу з шестикутними комірками (з матрицею тієї ж жорсткості) характеризуються

значно меншими значеннями модуля пружності  $E$ , межі текучості  $\sigma_{02}$  та максимального напруження  $\sigma_{\max}$  при порівняній деформації руйнування  $\epsilon_b$ . Використання більш еластичної матриці приводить до зменшення  $E$  та значного підвищення  $\epsilon_b$  ( $> 270\%$ ). Механічні іспити на розтягнення показали, що зразки еластичного TPU-1 з шестикутними комірками у порівнянні зі зразками з гіроїдною структурою характеризуються вищими значеннями  $E$  (2,4 МПа проти 1,5 МПа), що збігається з даними досліджень на триточковий вигин (табл. 2), та меншою величиною  $\sigma_{02}$  (0,18 МПа проти 0,42 МПа) при порівняній  $\epsilon_b$ . Використання заповнювача приводить до значного (на порядок) підвищення  $E$  та  $\sigma_{\max}$ , знижуючи при цьому  $\epsilon_b$  у всіх досліджуваних зразків незалежно від внутрішньої архітектури, напрямків друку та жорсткості матриці (табл. 2). Це відбувається внаслідок того, що заповнювач обмежує можливість деформації стінок комірки. Без заповнювача стінки можуть втрачати стійкість шляхом утворення складок, яке знижує модулі пружності і міцність, проте збільшує деформацію всієї конструкції до моменту руйнування стінок. У заповненому епоксидним полімером матеріалі стінки комірок позбавлені такої можливості, тому заповнювач додає жорсткості і міцність конструкції, а руйнування стінок відбувається крихко при відносно малих деформаціях.

Таблиця 2

Механічні властивості комірчастих матеріалів на основі TPU

	Тип решітчастої структури	Орієнтація моделі	$E$ , ГПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\epsilon_b$ , %	$\sigma_{\max}$ , МПа
TPU-2	Квадратні комірки	горизонтальна	0,21/1,46	3,9/18,2	21,0/7,2	7,5/19,3
		45°	0,14/1,45	3,0/-	5,8/0,1	4,8/18,8
		вертикальна	0,11/1,24	2,8/-	2,1/0	3,8/14,1
TPU-1	Шестикутні комірки	горизонтальна	0,04/1,69	0,8/14,6	13,6/15,7	1,4/14,6
			0,0017/1,76	-/8,1	-/0,14	-/19,2
	Гіроїд	горизонтальна	0,0007/1,6	-/23,6	-/0,2	-/24,7

Примітка: в чисельнику – значення для незаповнених зразків, в знаменнику – для заповнених епоксидним полімером. Епоксидний полімер:  $E=3,3$  ГПа,  $\sigma_{\max}=72,9$  МПа.

Таким чином, на прикладі TPU показано, що варіювання параметрів 3D-друку, жорсткості матриці, геометрії конструкції та заповнювача дають змогу в широких межах регулювати динамічні і статичні механічні властивості комірчастих полімерних матеріалів. Це обумовлює перспективи їх використання у виробництві функціональних деталей нестандартних форм із легкою вагою з керованими характеристиками для застосувань в аерокосмічній промисловості, медицині, для захисного пакування тощо.

## STRUCTURAL RELAXATION IN TPU-BASED 3D PRINTED POLYMERIC LATTICE MATERIALS

V. O. Biloshenko<sup>1</sup>, D. G. Verbylo<sup>2</sup>, A. M. Pylypenko<sup>1</sup>, B. M. Savchenko<sup>3</sup>, N. V. Sova<sup>3</sup>, V. V. Chishko<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Donetsk Institute for Physics and Engineering named after O.O. Galkin, National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv

<sup>2</sup>Institute for Problems in Materials Science I.M. Frantsevich, National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv

<sup>3</sup>Kyiv National University of Technologies and Design, Kyiv

**Abstract.** *This study addresses the influence of build orientation, stiffness of matrix and cell shape on the static and dynamic mechanical properties of 3D-printed TPU-based lattice structures.*

**Keywords:** thermoplastic polyurethane, lattice structures, dynamic mechanical thermal analysis, mechanical properties

## CHARGE RELAXATION IN CHALCOGENIDE FILMS UNDER ELECTRON BEAM IRRADIATION

<sup>1</sup>Bilanych V.S., <sup>2</sup>Shylenko O., <sup>2</sup>Komanicky V., <sup>2</sup>Feher A., <sup>1</sup>Bilanych V.V., <sup>1</sup>Rizak V.M.

<sup>1</sup>Uzhhorod National University, Uzhhorod, Ukraine

<sup>2</sup>Faculty of Science, Safarik University, Kosice, Slovakia

[vitaliy.bilanych@uzhnu.edu.ua](mailto:vitaliy.bilanych@uzhnu.edu.ua)

**Abstract.** *The results of studies of the processes of electron-induced surface relief formation on chalcogenide films based on selenium under their point irradiation with an electron beam are presented. It is shown that the films surface structuring is due to the charge relaxation in the irradiated region. Interpretation of electron-induced processes is made within the framework of a two-layer charge model.*

**Keywords:** chalcogenide films, electron beam, surface relief.

Ge-Se and Ge-As-Se films were irradiated by an electron beam using a scanning electron microscope Tescan, model VEGA. The accelerating voltage 30 kV, spot size 0.64  $\mu\text{m}$ , the electron

beam current 60 nA. Electron irradiation dose was in interval from  $10^3$  to  $10^8$   $\mu\text{C}\cdot\text{cm}^{-2}$ . Irradiation time of the local film region was from 0.05 ms to 5 s. The electron beam irradiation was in form of square lattice consisting of a single irradiation event per lattice point. The surface relief was studied using an atomic force microscope Bruker, model ICON. It was found that various types of relief are formed on the surface of chalcogenide films - in the form of cones and depressions, or combined depending on the radiation dose. The figure shows the time variation in the parameters of the surface relief caused by the relaxation of the charge inside the  $\text{Ge}_{16}\text{As}_{24}\text{Se}_{60}$  film. It was found that the

surface relief depends on the film thickness and is caused by the formation of a space charge region and its relaxation as a result of the penetration of an electron beam into the film. The characteristic relaxation times of the charge depend on the chemical composition of the films. When the surface relief in the form of cones is formed, the relaxation time is in the range of 2 - 18 ms, and for the surface relief in the form of craters, it is 1.1 - 3.7 s. It was found that maximal values of the surface relief parameters occurs are connected with composition dependent mean coordination number at which the films also exhibit minimal electrical conductivity value.

## РЕЛАКСАЦІЯ ЗАРЯДУ В ХАЛЬКОГЕНІДНИХ ПЛІВКАХ ПРИ ОПРОМІНЕННІ ЕЛЕКТРОННИМ ПРОМЕНЕМ

В.С. Біланич<sup>1</sup>, О. Shylenko<sup>2</sup>, В. Кomanicky<sup>2</sup>, А. Feher<sup>2</sup>, В.В. Біланич<sup>1</sup>, В.М. Різак<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Ужгородський національний університет, Ужгород, Україна

<sup>2</sup>Safarik University, Kosice, Slovakia

**Анотація.** *Представлені результати досліджень процесів електронно-індукованого утворення поверхневого рельєфу на халькогенідних плівках на основі селену при їх точковому опроміненні пучком електронного мікроскопа. Показано, що поверхневе структурування*

обумовлене релаксацією заряду в опроміненій області плівки. Інтерпретація електронно індукованих процесів зроблена в рамках двошарової зарядової моделі.

**Ключові слова:** халькогенідні плівки, електронний пучок, поверхневий рельєф.

## РЕЛАКСАЦІЙНІ ПРОЦЕСИ В РАДІАЦІЙНОПРОМІНЕНОМУ КАУЧУКУ

**В. Ф. Заболотний<sup>1</sup>, М. І. Шут<sup>2</sup>, Т. Г. Січка<sup>2</sup>, М. О. Рокицький<sup>2</sup>, М. В. Лазаренко<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Вінницький державний педагогічний університет імені Михайла Коцюбинського

<sup>2</sup>Національний педагогічний університет імені М.П.Драгоманова

<sup>3</sup>Національний університет харчових технологій

Україна, Київ, вул. Пирогова, 9, [tsichkar@ukr.net](mailto:tsichkar@ukr.net)

**Анотація.** В роботі оцінено протікання релаксаційних процесів в склоподібному та високоеластичному станах бутадієн-метилстирольного каучуку СКМС-10. Досліджено процес склування ( $\alpha$  – релаксація). Оцінено зміни викликані радіаційним опроміненням даного еластомеру.

**Ключові слова:** Релаксаційні процеси, радіаційне опромінення, каучук.

Бутадієн-метилстирольний каучук СКМС-10 був підданий зшиванню шляхом опромінення  $\gamma$ -променями. В результаті опромінення макромолекули каучука зв'язуються між собою поперечними С–С зв'язками, утворюючи просторову сітку, яка густішає при збільшенні дози опромінення. При цьому збільшується густина зразків та зменшується маса міжвузельних ділянок [1].

Релаксаційні процеси в радіаційному вулканізаті досліджувались методом вільнозатухаючих коливань на оберненому вертикальному торсійному маятнику [2]. Досліди температурних залежностей логарифма декремента затухання показали суттєвий вплив зміни просторової сітки на сегментальну рухливість в області склування еластомера СКМС-10 ( $\alpha$  – процес релаксації (Рис.1). При збільшенні дози опромінення температура склування зміщується в область вищих значень.

Для неопроміненого еластомера температура склування  $T_{\alpha} = -72^{\circ}\text{C}$ , для опроміненого дозою 10 МГр  $T_{\alpha}$  становила  $+110^{\circ}\text{C}$ . На спектрах неопроміненних зразків та зразків, що були опромінені дозами 0,35 та 5 МГр (на рис. 1 це залежності 2 та 3), добре проявляються не тільки основний  $\alpha$  – релаксаційний максимум, але і  $\alpha_2$  – максимум, який обумовлений молекулярною рухливістю еластомера

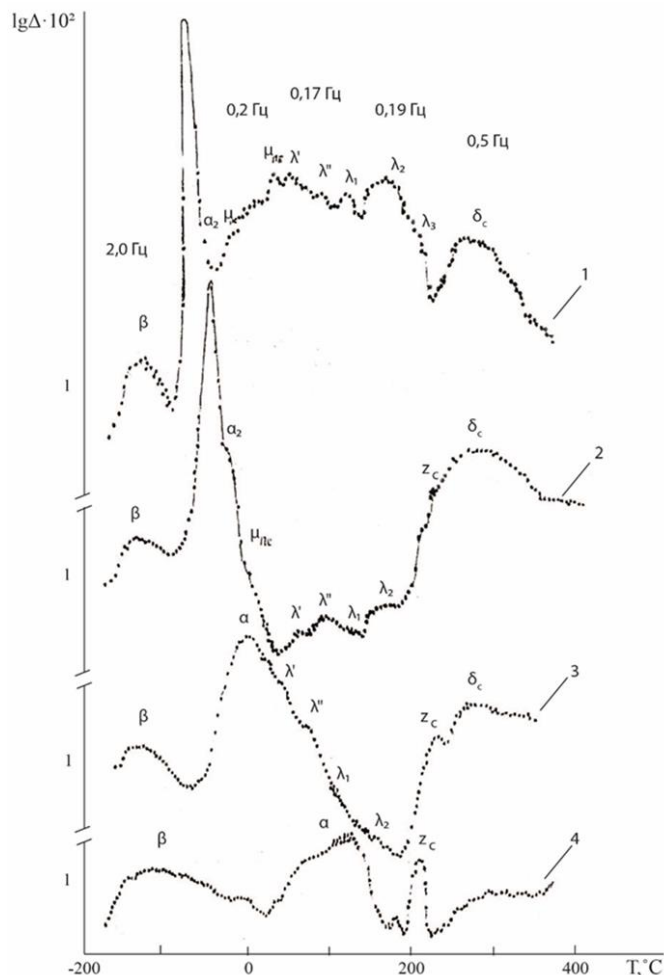


Рис. 1. Спектри внутрішнього тертя

в більш густозшитих ділянках.

При більших дозах  $\alpha$  – процес перекривається з  $\alpha_2$  – процесом. Це, на нашу думку, пояснюється зростанням частки саме густо зшитих ділянок.

радіаційно структурованого еластомера СКМС-10:  
1-неопромінений; 4-опромінений 10 МГр.

При цьому температура його проявлення зростає, висота максимуму зменшується, ширина збільшується. Крім того основний релаксацийний процес, пов'язаний із склуванням полімеру, поглинає ряд  $\lambda$  – релаксацийних процесів, що спостерігались в неопромінених та опромінених малими дозами зразках. Ці процеси обумовлені фізичними зв'язками, що існують у високоеластичному стані еластомерів [3]. Це свідчить на самперед про наявність досить великого набору «сегментів» різної довжини, а, отже, і різної молекулярної маси. Великий набір сегментів, що розморожуються при різних температурах, приводить до поступового збільшення інтервалу склування.

В склоподібному стані еластомера СКМС-10 спостерігається досить інтенсивний  $\beta$  – релаксацийний процес, який пов'язаний з молекулярною рухливістю бокових, кінцевих молекулярних груп та невеликих міжвузлових ділянок просторової сітки [4], і також є накладанням кількох процесів. Як видно зі спектрів внутрішнього тертя, опромінення суттєво не впливає на протікання цих процесів.

Процеси хімічної релаксації на спектрах внутрішнього тертя представлені  $\delta_c$  – процесом. Цей процес пов'язаний із деструкцією полімеру – розпадом С–С зв'язків полімерних ланок еластомеру СКМС-10. Із збільшенням дози опромінення висота максимуму зменшується (рис. 1.), що говорить про зменшення його внеску у внутрішнє тертя опроміненого вулканізату.

У високоеластичному стані при температурі близько  $+220^\circ\text{C}$  проявляється ще один новий релаксацийний  $Z_c$  – процес, який відсутній у неопроміненого еластомера, і природа якого до кінця ще не була з'ясована.

Висота максимуму, пов'язаного з цим процесом при збільшенні дози опромінення зростає. При малих дозах він проявляється у вигляді «затягування» в область хімічної релаксації (частково максимуми  $Z_c$  і  $\delta_c$  – процесів накладаються). При збільшенні дози опромінення еластомера температура прояву  $\delta_c$  – процесу залишається сталою, а для  $Z_c$  – процесу понижується. Це свідчить про більшу молекулярну рухливість структурних елементів, що відповідають за цей процес, в порівнянні з атомами карбону, які не втратили свого зв'язку з іншими атомами основного ланцюгу.

Вважаємо, що цей релаксацийний процес пов'язаний з утворенням в опромінених вулканізатах нових вільних С–С зв'язків із розірваних під час опромінення аналогічних зв'язків. Утворення густішої просторової сітки приводить до збільшення жорсткості матеріалу, а значить, до обмеження рухливості утвореного зв'язку. При великих дозах опромінення кількість таких атомів, які не приймають участь в утворенні просторової сітки, зростає (зростає максимум  $Z_c$  – процесу).

Таким чином в роботі оцінено протікання релаксацийних процесів в склоподібному (нижче  $T_g$ ) та високоеластичному (вище  $T_g$ ) станах, а також ключовий для полімерів процес склування ( $\alpha$  – релаксація) бутадієн-метилстирольного каучуку СКМС-10. Оцінено зміни викликані радіаційним опроміненням даного еластомеру.

## Література

1. Бартенев Г.М. Структура и релаксационные свойства эластомеров. – М: Химия, 1979г.
2. Шут М.І., Левандовський В.В., Січкач Т.Г., Янчевський Л.К. Загальна фізика. Спеціальний фізичний практикум.: навчальний посібник – К.: НПУ імені М.П. Драгоманова, 2015. – 189 с.

3. Заболотный В.Ф. Релаксационные процессы и теплофизические свойства структурированных эластомеров. – Дис... канд. Физ-мат наук: Киев, 1993.

4. Shut M.I., Bartenev G.M., Sichkar T.G. Relaxation properties on epoxy polymer plastifid with maleic anhydride. // Acta Polimerica .- 1991.-v42, №2.- P.384-388.

5. Заболотный В.Ф., Січкара Т.Г., Лазаренко М.В., Шут М.І. Молекулярна рухливість і релаксацийні процеси в радіаційно-структурованих еластомерах. В кн.: Фізика конденсованих високомолекулярних систем. Наукові записки Рівненського педагогічного інституту. Випуск 3, РДПІ, Рівне, 1996, с.59-62.

### RELAXATION PROCESSES IN RADIATED RUBBER

V. F. Zabolotnyi<sup>1</sup>, M. I. Shut<sup>2</sup>, T. H. Sichkar<sup>3</sup>, M. O. Rokytskyi<sup>2</sup>, M. V. Lazarenko<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Vinnitsia State Pedagogical University named after Mykhailo Kotsyubynsky

<sup>2</sup>MP Drahomanov National Pedagogical University

<sup>3</sup>National University of Food Technology

**Abstract.** *The course of relaxation processes in glassous and highly elastic states of butadiene-methylstyrene rubber have been evaluated SRMS-10. Glass transition process ( $\alpha$  – relaxed) have been investigated. The changes caused by irradiation of this elastomer have been estimated.*

**Keywords:** Relaxation processes, radiation irradiation, rubber.

### ВПЛИВ ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ ПІД НАВАНТАЖЕННЯМ НА СУБСТРУКТУРНЕ ЗМІЦНЕННЯ МАТРИЦІ ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ АД<sub>1</sub>- В

М. В. Лисий<sup>1</sup>, А. І. Білюк<sup>2</sup>, В. М. Сайчук<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Вінницький національний технічний університет, Вінниця, Україна, m.lysyi64@gmail.com

<sup>2</sup>Вінницький державний педагогічний університет імені М. Коцюбинського, Вінниця, Україна.

**Анотація.** *Експериментально досліджено вплив термоциклювання в полях зовнішніх навантажень на формування і стабілізацію субструктури в матриці композиту з метою досягнення більш зміцненого стану і розширення підвищених експлуатаційних характеристик матеріалу.*

**Ключові слова:** композиційні матеріали, субструктурне зміцнення, внутрішнє тертя, дислокації, термоциклювання, волокна бору.

Відомо, що термоциклічна обробка (ТЦО) металів і сплавів викликає структурні і фазові перетворення, які залежать від природи матеріалу, градієнта температури, швидкості її зміни, кількості циклів, наявності або відсутності зовнішнього навантаження. При цьому спостерігається зміна форми і розмірів зразків і включень, подрібнення зерна структурних складових тощо. А тому все це викликає зміни багатьох фізико-механічних властивостей матеріалу. Формування і стабілізація в матриці волокнистого композиційного матеріалу субструктури за механізмом полігонізації та коміркової фрагментації, перш за все переслідують мету підвищення її фізико-механічних властивостей у напрямках відмінних від орієнтації волокон, особливо в напрямку перпендикулярному до армуючих волокон.

Для дослідження було вибрано волокнистий композиційний матеріал (ВКМ) з матрицею із технічного алюмінію АД<sub>1</sub>-В. В ролі армуючих волокон були волокна бору. Як метод дослідження структурного стану матеріалу було використано механічну спектроскопію (внутрішнє тертя) у поєднанні з металографічним аналізом і вимірюванням мікротвердості. Внутрішнє тертя (ВТ) вимірювали за допомогою низькочастотного (1Гц)

приладу типу оберненого крутильного маятника. Термоциклювання проводилося в інтервалі температур  $520^{\circ}\text{C} - 20^{\circ}\text{C}$ . Зовнішнє навантаження розтягу складало 6 і  $10 \text{ кг/мм}^2$ .

Відомо, що в алюмінії та волокнистих композиційних матеріалах з алюмінієвою матрицею у процесі формування і стабілізації зміцнювальної субструктури на температурній залежності внутрішнього тертя проявляються три не пружні ефекти: А (230) – взаємодією дислокацій у стінках із точковими дефектами, що дифундують вздовж субграниць; В (250) – неконсервативним рухом дислокацій у стінках; С (310) – взаємодією дислокацій та їх скупчень усередині полігонів із дислокаціями, які утворюють мало кутові границі.

Термоциклювання ВКМ AD<sub>1</sub>-В при навантаженнях 6 і  $10 \text{ кг/мм}^2$  обумовлює достатньо швидке формування в матриці полігональної структури, характерної для металів з високою енергією дефекту пакування. Кількість термоциклів, що обумовлюють формування субструктури при навантаженні в  $6 \text{ кг/мм}^2$  зменшується в 1,6 рази, а при  $10 \text{ кг/мм}^2$  – в 2 рази. Так, вже при 6 – 7 термоциклах забезпечується формування субструктури.

Отже, термоциклювання в полі зовнішніх навантажень, забезпечує прискорене досягнення більш зміцненого стану і розширення інтервалу збереження підвищених експлуатаційних характеристик композиційного матеріалу. Спільна дія підвищеної температури та полів напруг сприяє перерозподілу дефектів і формування стабільної структури. Варіювання параметрами ТЦО під навантаженням дає широкі можливості для ціле направленою керування процесами структуроутворення, а, отже, і отримання необхідних експлуатаційних характеристик матеріалу.

### Література

1. Karbivskii O.F. Impact of thermocycling on aluminum alloy polygonal structure»/ O. F.Karbivskii, A. I.Biluk, M. V.Lysiy, V. I. Savulyk//Tthnomus – 2017, Romania. – pg. 117-122.
2. Лисий М.В. Вплив термоциклічної обробки на субструктурне зміцнення композиційних матеріалів з алюмінієвою матрицею/ М.В. Лисий, А.І Білюк, А.Д.Слободяник// Проблеми трибології – 1.2017 Хмельницький – с. 63-67.

## INFLUENCE OF THERMOCYCLIC TREATMENT UNDER LOAD ON THE SUBSTRUCTURAL STRENGTHENING OF THE MATRIX OF FIBER COMPOSITIONAL MATERIAL AD<sub>1</sub>-B

M. V. Lysiy<sup>1</sup>, A. I. Biliuk<sup>2</sup>, V. M. Saichuk<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Vinnitsia National Technical University (Vinnitsia)

<sup>2</sup>Vinnitsia Mykhailo Kotsiubynskyi State Pedagogical University (Vinnitsia)

**Abstract.** *Experimental research of the influence of thermal cycling in the fields of external loads on the formation and stabilization of the substructure in the matrix of the composite in order to achieve a more strengthened state and expand the improved performance of the material.*

**Keywords:** composite materials, sub-structural reinforcement, internal friction, dislocations, thermocycling, boron fibers.



### СЕКЦІЯ 3. СТРУКТУРНА РЕЛАКСАЦІЯ У НАПІВПРОВІДНИКАХ І ДИЕЛЕКТРИКАХ

#### ЗАКОНОМІРНОСТІ ВЗАЄМОДІЇ ПОЛІРУВАЛЬНОЇ ДИСПЕРСНОЇ СИСТЕМИ З ОБРОБЛЮВАНИМ МАТЕРІАЛОМ ПІД ЧАС ПОЛІРУВАННЯ ОПТИЧНИХ ПОВЕРХОНЬ

Ю. Д. Філатов<sup>1</sup>, В. І. Сідорко<sup>1</sup>, С. В. Ковальов<sup>1</sup>, В. В. Гаращенко<sup>1</sup>, В. А. Ковальов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна  
filatov@ism.kiev.ua

<sup>2</sup>Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут  
ім. Ігоря Сікорського», Київ, Україна, wikkov@gmail.com

**Анотація.** В результаті дослідження закономірностей впливу міжмолекулярної взаємодії між частинками полірувального порошку та оброблюваним матеріалом на продуктивність полірування оптичних деталей та елементів зі скла, ситалів, оптичних та напівпровідникових кристалів встановлено, що продуктивність зняття оброблюваного матеріалу лінійно зменшуються при збільшенні сталої Ліфішиця та потенціалу міжмолекулярної взаємодії частинки дисперсної фази з оброблюваною поверхнею. Показано, що продуктивність полірування зменшується при збільшенні енергії перенесення. Встановлено, що за умови використання дисперсної полірувальної системи з мікро- та нанопорошків досягається необхідний рівень продуктивності полірування та шорсткості оброблених поверхонь.

**Ключові слова:** полірування, дисперсна система, продуктивність полірування

У відповідності до кластерної моделі полірування [1, 2] продуктивність обробки та шорсткість оброблених поверхонь визначаються концентрацією та розміром частинок шламу, що видаляються із оброблюваної поверхні, і залежать від енергії міжмолекулярної взаємодії між частинками полірувального порошку та оброблюваною поверхнею, яка визначається діелектричною проникністю оброблюваного матеріалу, дисперсної фази та дисперсного середовища, а також частотами власних коливань молекулярних фрагментів, з яких складаються оброблюваний матеріал та полірувальний порошок. Однак процеси взаємодії дисперсної фази полірувальної системи з мікро- та нанопорошків з оброблюваною поверхнею при поліруванні деталей електронної техніки та оптичних систем із оптичного скла, ситалів, оптичних та напівпровідникових кристалів вивчені недостатньо.

Метою дослідження є вивчення закономірностей впливу міжмолекулярної взаємодії між частинками полірувального порошку та оброблюваним матеріалом на продуктивність полірування оптичних деталей та елементів оптоелектроніки зі скла, ситалів, оптичних та напівпровідникових кристалів.

При міжмолекулярній взаємодії оброблюваної поверхні з полірувальною дисперсною системою під час полірування частинки шламу оброблюваного матеріалу утворюються в результаті збудження нормальних коливань молекул в оброблюваному матеріалі та частинках полірувального порошку, які взаємодіють внаслідок дії ван-дер-ваальсових сил. На їх поверхнях збуджуються кластери, які складаються з молекулярних фрагментів, що здійснюють коливання з характерними власними частотами  $\omega_2$  і  $\omega_1$ . При цьому енергія коливань кластерів полірувальних частинок перевищує енергію коливань кластерів оброблюваної поверхні, що зумовлює передачу енергії від частинки полірувального порошку до оброблюваної поверхні за рахунок диполь-дипольної взаємодії між ними (Ферстеровський резонансний перенос енергії). Перенос енергії від частинки полірувального порошку до оброблюваної поверхні може відбуватись тільки за умови, коли їх характерні власні частоти

задовольняють нерівності  $\omega_1 < \omega_2$ , яка відповідає закону збереження енергії. Енергія взаємодії  $U(x)$  частинки полірувального порошку та оброблюваної поверхні у відповідності до теорії Дерягіна-Ландау-Фервея-Овербека визначається в залежності від сталої Ліфшиця, розміру  $d$  частинки полірувального порошку та відстані  $x$  між частинкою і поверхнею. Середнє значення потенціалу взаємодії частинок полірувального порошку з оброблюваною

поверхнею визначається у відповідності до формули  $W = \frac{1}{d} \int_0^d U(x) dx$ , а стала Ліфшиця

залежить від статичних діелектричних проникностей матеріалів оброблюваного елемента ( $\epsilon_1$ ), полірувального порошку ( $\epsilon_2$ ) та дисперсного середовища ( $\epsilon_3$ ) відповідно до формули  $A_L = \hbar E(\omega_2 - \omega_1)$  (де  $E = \frac{[\epsilon_1 - \epsilon_3][\epsilon_2 - \epsilon_3]}{[\epsilon_1 + \epsilon_3][\epsilon_2 + \epsilon_3]}$  – функція діелектричної проникності) [1, 3]. При

використанні полірувальної дисперсної системи з мікро- та наночастинок слід враховувати, що дисперсна фаза складається з мікроскопічних зерен полірувального порошку, а дисперсне середовище є колоїдним «розчином» з наночастинок, в зв'язку з чим діелектричну проникність дисперсного середовища необхідно визначати у відповідності до формули Вінера-Вагнера

$\epsilon_3 = \epsilon_0 \left[ \frac{2\epsilon_0 + \epsilon_2 - 2\phi(\epsilon_0 - \epsilon_2)}{2(\epsilon_0 + \epsilon_2) + 2\phi(\epsilon_0 - \epsilon_2)} \right]$  (де  $\epsilon_0$  – діелектрична проникність розчинника,  $\phi$  – об'ємна

доля мікро- та наночастинок в дисперсній системі).

Дослідження закономірностей полірування оптичних деталей та елементів оптоелектроніки за допомогою дисперсних систем з мікро- та нанопорошків здійснювалось при поліруванні деталей з оптичного скла, ситалів, оптичних та напівпровідникових кристалів на верстаті мод. 2ШП-200М за допомогою притиру з пінополіуретану діаметром 100 мм при зусиллі притискання деталі до притиру – 50 Н, частоті обертання притиру – 90 об/хв., довжині штриху – 80 мм, середній температурі в зоні контакту інструмента та оброблюваної деталі 298 К. Коефіцієнт поверхневого натягу дисперсної системи складав 52–56 мН/м, коефіцієнт динамічної в'язкості змінювався в діапазоні  $(0,96–1,19) \cdot 10^{-3}$  Па·с, кути змочування оброблюваної поверхні змінювались від  $21,5^\circ$  до  $72,0^\circ$ , кут змочування поверхні притиру з пінополіуретану складав  $38,8^\circ$ . Концентрація дисперсної фази в дисперсній системі 6,7–18,7 мас. % (1,9–6,0 об. %) [4]. Підготовка плоских поверхонь елементів з оптичного скла марки К8 діаметром 60 мм, ситалу марки СТ-50-1 розмірами 60x48x0,6 мм, астроситалу марки СО115М діаметром 30 мм (3 зразки), оптичного кристалу сапфіру ( $Al_2O_3$ , площина  $a$   $[11\bar{2}0]$ ) діаметром 25 мм, 3 зразки), напівпровідникових кристалів антимоніду індію (InSb) розмірами 18x7,5x2,5 мм (6 елементів) та карбіду кремнію (SiC, площина  $c$   $[0001]$ , 17 елементів) здійснювалась за допомогою традиційних методів тонкого та надтонкого шліфування [1, 5].

Результати розрахунку параметрів взаємодії оброблюваної поверхні з полірувальною дисперсною системою під час полірування оптичних поверхонь деталей та елементів оптоелектроніки зі скла, ситалів, оптичних та напівпровідникових кристалів за допомогою дисперсної системи з мікро- і нанопорошків наведено в таблиці.

Таблиця. Результати розрахунку параметрів взаємодії оброблюваної поверхні з полірувальною дисперсною системою та експериментального визначення продуктивності полірування

Параметри взаємодії оброблюваної поверхні з полірувальною дисперсною системою	Оброблюваний матеріал					
	К8	СТ-50-1	СО115М	$Al_2O_3$	InSb	SiC
Константа Ліфшиця $A_L$ , зДж	0,42	0,51	0,37	0,85	0,28	1,15
Потенціал взаємодії частинки	0,052	0,064	0,046	0,106	0,035	0,145

дисперсної фази з оброблюваною поверхнею $W$ , зДж (меВ)	(0,32)	(0,40)	(0,29)	(0,66)	(0,22)	(0,9)
Продуктивність полірування, $Q$ , мкм/год, $10^{-13} \text{ м}^3/\text{с}$	$0,8 \pm 0,3$ 6,2	$0,7 \pm 0,2$ 5,7	$2,2 \pm 0,4$ 13,0	$0,9 \pm 0,1$ 3,7	$5,8 \pm 1,5$ 13	$0,7 \pm 0,1$ 2,1

В результаті досліджень встановлено, що продуктивність зняття оброблюваного матеріалу під час полірування деталей зі скла і ситалів та елементів з оптичних і напівпровідникових кристалів лінійно спадає при підвищенні константи Ліфшиця  $A_L$ , при цьому продуктивність полірування оптичного скла і ситалів більш суттєво залежить від сталої Ліфшиця, ніж продуктивність полірування оптичних і напівпровідникових кристалів (табл.). Аналогічна картина спостерігається для продуктивності зняття оброблюваного матеріалу в залежності від середнього значення потенціалу взаємодії частинки дисперсної фази з оброблюваною поверхнею  $W$  (табл.). Продуктивність полірування лінійно зменшуються при збільшенні енергії взаємодії частинки дисперсної фази з оброблюваною поверхнею.

Показано також, що продуктивність полірування деталей із оптичного скла і ситалів та елементів з кристалічних матеріалів зменшується при зростанні енергії перенесення  $U^*$  у відповідності до функції  $\lg Q = -\alpha \cdot \lg(U^*) + \beta$  (де  $\alpha = \begin{cases} 1,2 \\ 0,3 \end{cases}$ ,  $\beta = \begin{cases} +1,0 \\ -8,4 \end{cases}$  – коефіцієнт пропорційності, які визначено за методом найменших квадратів, похибка апроксимації 1 %). Ці залежності свідчать, що і для аморфних тіл, і для кристалічних матеріалів існує залежність між енергетичними витратами, необхідними для диспергування оброблюваної поверхні та утворення частинок шламу, та інтенсивністю видалення оброблюваного матеріалу під час полірування.

Аналіз показників процесу полірування оптичних деталей та елементів з оптичного скла, ситалів та оптичних і напівпровідникових кристалів показав, що продуктивність їх полірування  $(2,3-13,5) \cdot 10^{-13} \text{ м}^3/\text{с}$  ( $0,6-5,8$  мкм/год.), а шорсткість полірованих поверхонь  $Ra = (4,9-8,3)$  нм, що відповідає вимогам до оптичних поверхонь.

### Література

1. Філатов Ю.Д., Сідорко В.І., Філатов О.Ю., Ковальов С.В. Фізичні засади формоутворення прецизійних поверхонь під час механічної обробки неметалевих матеріалів. Монограф. Київ: Наук. думка, 2017. 248 с.
2. Filatov Yu.D. Modeling and experimental study of surfaces optoelectronic elements from crystal materials in polishing. Simulation and Experiments of Material-Oriented Ultra-Precision Machining. Springer Tracts in Mechanical Engineering / eds. J. Zhang, Springer Nature Singapore Pte Ltd., 2019. P. 129–165.
3. Філатов Ю.Д. Полірування прецизійних поверхонь елементів оптоелектронної техніки зі скла, ситалів та оптичних і напівпровідникових кристалів. Огляд / Сверхтв. матеріали. 2020, № 1. С. 73–98.
4. Філатов Ю. Д., Сідорко В.І., Ковальов С.В., Ковальов В.А. Вплив реологічних властивостей дисперсної системи на показники полірування оптичного скла та ситалів / Сверхтв. матеріали. – 2021. – № 1. – С. 83–93.
5. Курілович В.Д., Філатов Ю.Д., Ковальов В.А. Підвищення ефективності фінішної обробки виробів з природного каменю інструментом із алмазно-полімерного волокна / Сверхтв. матеріали. – 2014. – № 1. – С. 49–58.

### REGULARITIES OF INTERACTION OF THE POLISHING DISPERSED SYSTEM WITH THE TREATED MATERIAL DURING THE POLISHING OF OPTICAL SURFACES

Yu. D. Filatov<sup>1</sup>, V. I. Sidorko<sup>1</sup>, S. V. Kovalev<sup>1</sup>, V. V. Garachenko<sup>1</sup>, V. A. Kovalev<sup>2</sup>

<sup>1</sup>V. Bakul Institute for Superhard Materials, NAS of Ukraine, Kyiv

<sup>2</sup>Institute of Mechanical Engineering National Technical University of Ukraine  
"Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Kyiv

**Abstract.** *As a result of studying the regularities of the effect of intermolecular interaction between the particles of the polishing powder and the processed material on the productivity of polishing of optical parts and elements made of glass, glassceramics, optical and semiconductor crystals, it was found that the removal efficiency of the processed material decreases linearly with an increase in the Lifshitz constant and the potential for interaction of particles dispersed phase with the treated surface. It is shown that the productivity of polishing decreases with an increase in the transfer energy. It has been established that when using a dispersed polishing system made of micro- and nanopowders, the required level of polishing performance and roughness of the treated surfaces is achieved.*

**Keywords:** polishing, dispersed system, polishing productivity

## ОПТИМИЗИРОВАННАЯ ЭКВИВАЛЕНТНАЯ СХЕМА ЛАВИННЫХ ОПТОЭЛЕКТРОННЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ С УЧЕТОМ ДЕФЕКТНО- ИНДУЦИРОВАННОГО РАЗБРОСА ПАРАМЕТРОВ ОБЛАСТИ УМНОЖЕНИЯ

**Б. А. Абдикамалов, М. Б. Тагаев, В. А. Статов**

Каракалпакский государственный университет, Нукус, Узбекистан

**Аннотация.** Доклад посвящен построению эквивалентных схем лавинных фотодетекторов с учетом дефектов в слое умножения с использованием методов редукции графа связей.

**Ключевые слова:** фотодетектор, лавинный диод, неоднородности, область умножения, эквивалентная схема

Одними из важнейших параметров оптоэлектронных преобразователей являются чувствительность и коэффициент внутреннего усиления. С этой точки зрения для регистрации оптического излучения низкой мощности в видимом и ближнем инфракрасном диапазонах значительными преимуществами в сравнении со стандартными PIN кремниевыми фотодиодами. Поэтому фотоприемники этого типа находят широкое применение в аналитических а также аэрокосмических устройствах. Однако их потенциальные преимущества до сих не могут быть реализованы полностью из-за большой чувствительности процессов лавинного усиления фототока к дефектам и неоднородностям лавинной области, включая генерационно-рекомбинационные процессы и шумы, вызванные ионизацией глубоких центров.

Основными компонентами структуры лавинных фотодиодов являются область поглощения, с электрическим полем, напряженность которого достаточна для разделения фотогенерированных носителей и их переноса в область умножения. При этом в области умножения необходимо обеспечивать значительно большее однородное электрическое поле для внутреннего усиления фототока за счет ударной ионизации носителей и лавинного умножения. Это внутреннее усиление фототока может достигать  $10^2$  для кремниевых лавинных фотодиодов и вдвое меньших величин для приборов на основе арсенида индия-галлия. Очевидной сложностью эксплуатации является поддержание необходимой разности потенциалов в области умножения вблизи критического значения, для исключения неконтролируемого лавинного пробоя и высокие требования ко входному импульсному усилителю, особенно в режиме счета фотонов [2, 3]. Большинство современных промышленных лавинных фотодиодов имеют структуру  $p^{++}-\pi-p-n$  или  $p^{++}-\pi-p-n-n^{++}$ , где

слаболегированный акцепторный слой соответствует области поглощения. Ранее предложенные эквивалентные схемы учитывали паразитный импеданс, вызванный вызванный накопленным зарядом носителей в области умножения [4, 5], лавинные шумы [6, 7] и ряд других эффектов, связанных особенностями транспорта носителей в режиме лавинного усиления.

При построении эквивалентных схем в работах [1-7] предполагается латеральная однородность как электрического поля, так и коэффициента умножения. Как показали наши исследования лавинно-пролетных диодов с помощью микроплазменной характеристики, это условие выполняется не всегда, что вызывает локализацию пробоя и шунтирование токового канала.

Нами предлагаются оптимизированная эквивалентные схемы лавинного фотодиода с учетом дефектно-индуцированного разброса параметров области умножения а также пространственной неоднородности профиля легирования, вызванных вариациями коэффициента диффузии. Предложенные эквивалентные схемы могут быть использована для SPICE-моделирования и автоматического синтеза входных усилителей сигнала лавинных фотодиодов, в том числе в интегральном исполнении.

### Литература

1. Levinshtein M., Kostamovaara J., Vainshtein S. Breakdown phenomena in semiconductors and semiconductor devices. World Scientific Publishing Co. 2005. p.946
2. Cova, S. et al, Avalanche Photodiodes for Near-Infrared Photon-counting//SPIE Proc., 1995, vol. 2388
3. Dautet, Hl, et al, Photon-counting Techniques with Silicon Avalanche Photodiode// Applied Optics, 1993, 32 (21), pp. 3894-3900
4. Dai D. et al. Equivalent circuit model of a Ge/Si avalanche photodiode//6th IEEE International Conference on Group IV Photonics, 2009
5. Dai D. , Rodwell M. , Bowers J. , Kang Y. , Morse M. Derivation of the small signal response and equivalent circuit model for a separate absorption and multiplication layer avalanche photodetector//IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics, 2010 pp.1-9
6. Wei Wang et al. Equivalent circuit model of Ge/Si separate absorption charge multiplication avalanche photodiode//Modern Physics Letters B, 2018, Vol. 32, No. 8
7. Zhao Y., Mo Q. An equivalent circuit model for separate absorption grading charge multiplication avalanche photodiode// J. Phys.: Conference Series, 2011, 276

### OPTIMISED EQUIVALENT SCHEME FOR APD WITH DEFECT-INDUCED VARIATIONS OF THE MULTIPLICATION LAYER PARAMETERS

**B. A. Abdikamalov, M. B. Tagaev, V. A. Statov**  
Karakalpak State University, Nukus, Uzbekistan

**Abstract.** *The report concerns equivalent scheme for avalanche photodiodes with inhomogeneities in multiplication layer using graph reduction technique.*

**Keywords:** photodetector, avalanche diode, inhomogeneities, multiplication layer, equivalent scheme.

## ВЛИЯНИЕ Г-ОБЛУЧЕНИЯ НА ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА КВАНТОВЫХ ЯМАХ CDZNSE/ZNSE

М. Б. Шарипбаев, М. Б. Тагаев

Каракалпакский Государственный Университет им. Бердаха, г. Нукус,  
[murat.sharibaev@mail.ru](mailto:murat.sharibaev@mail.ru)

**Аннотация.** В данной работе изучено влияние облучения  $\gamma$ -квантами  $Co^{60}$  на оптические характеристики одиночных и нескольких сжато-напряжённых КЯ  $Cd_xZn_{1-x}Se/ZnSe$  с составом  $x=0,2-0,4$  выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Изучались расплывание квантовых ям после облучения  $\gamma$ -квантами.

**Ключевые слова:** радиация, сдвиг энергии, ФЛ- интенсивность, деформация.

Одна из проблем, которая сдерживает создание и коммерческое использование лазеров для видимого диапазона на основе гетероструктуры ZnSe/CdSe и его твёрдых растворов (с квантовыми ямами, КЯ, в качестве активных элементов [1]) связана с процессами деградации, вызываемыми как лазерной генерацией, электронной или оптической накачкой [2]. При быстрой деградации лазеров происходит процесс образования, распространения и размножения протяжённых дефектов (дислокаций) в активной области и вне её, а о процессе постепенной деградации доминируют рекомбинационно-ускоренные реакции дефектов в активной зоне.

**Экспериментальные результаты.** На Рис. 1 приведены типичные спектры ФЛ ( $T=4,2$  К) для гетероструктур с одиночными КЯ (образцы 1-3) до и после облучения. Интенсивность излучения КЯ, (полоса  $I_{QW}$ ), существенно превышала интенсивность излучения барьерного и буферного слоя ZnSe. Полоса  $I_{QW}$  обусловлена излучением свободного экситона, образованного электроном и тяжёлой дыркой (тяжёлый экситон), а более слабая полоса, расположенная с высокоэнергетической стороны, обусловлена излучением свободного экситона, образованного электроном и лёгкой дыркой (лёгкий экситон). Энергетическое положение  $I_{QW}$  зависело от параметров КЯ и смещалось от  $I_1=2.602$  эВ (476.5 нм) (кривая a) до  $I_2=2.436$  эВ (509.0 нм) (кривая c) и далее  $I_x = 2.398$  эВ (517 нм) (кривая d) по мере увеличения содержания Cd в ямах одинаковой ширины 5 нм. Для КЯ шириной 9 нм с  $x=0.24$  наблюдалось полоса с максимумом  $I_2=2.591$  эВ (478.6 нм) (кривая b). При возбуждении азотным лазером ( $\lambda_{exc}=337.1$  нм) носители преимущественно генерировались в покровном и барьерных слоях ZnSe, на глубине  $1/\alpha+L_d \approx 0.6$  мкм [3], где  $\alpha$ -коэффициент поглощения,  $L_d$  диффузионная длина неосновных носителей, равная  $\approx 0.5$  мкм. Спектры ФЛ образцов 1-3 в экситонной области ZnSe содержали набор линий обусловленных излучением свободных и связанных экситонов. Для сравнения на этом же рисунке представлен спектр ФЛ эпитаксиального ZnSe слоя, ЭС, толщиной 1.5 мкм, нанесённый на полуизолирующую подложку GaAs по технологии, описанной в [4] (кривая c). Спектр ФЛ от ZnSe ЭС содержал полосу  $I_{FX}^{lh}=2.802$  эВ (442.6 нм), соответствующую экситону, расщеплённому напряжениями растяжения на две компоненты (компонента  $I_{FX}^{hh}$  отчётливо не разрешалась и проявлялась при большем усилении в виде плеча с высокоэнергетической стороны) и полосу  $I_2^{Ga}=2.796$  эВ (443,5 нм), соответствующую экситону, связанному на нейтральном доноре. Наблюдалась также интенсивная полоса  $I_V=2.773$  эВ (447.1 нм), соответствующая протяжённым дефектам [5] и  $Y_0$ -полоса с  $I_{Y0}=2.602$  эВ (476.5 нм).

С коротковолновой стороны полосы  $I_V^0$  наблюдалась полоса  $I_x$ , вероятно также обусловленная протяжёнными дефектами. В спектрах ФЛ от покровного и барьерного ZnSe слоев на образцах с КЯ описанная выше серия полос в околоразовой области сохранялась. По мере увеличения содержания Cd в КЯ (одновременно и величины рассогласования параметров решёток ZnSe и  $Cd_xZn_{1-x}Se$ ) увеличивалось энергетическое расщепление между полосами  $I_{FX}^{lh}$ , и  $I_{FX}^{hh}$ , чему соответствовало смещение полосы  $I_{FX}^{lh}$  в сторону больших

енергий. Т.о. с ростом содержания Cd величина упругих деформации в слое ZnSe вблизи КЯ увеличивалась.

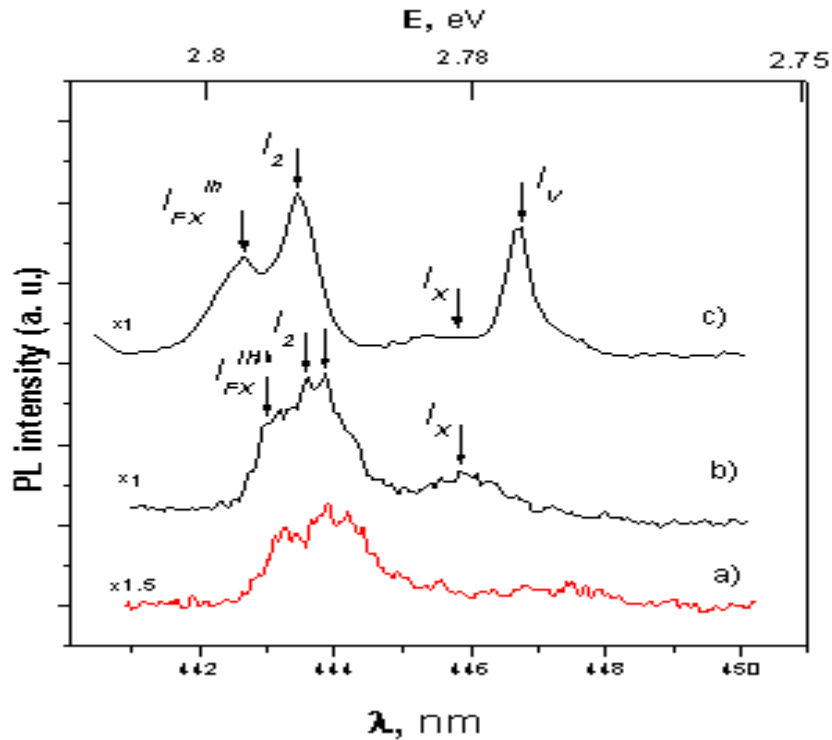


Рис. 1. Низкотемпературные ФЛ спектры ZnSe буферного слоя образца единичной квантовой ямы CdZnSe/ZnSe КЯ (N3) до (b) и после облучения (a). Для сравнения приведен спектр ФЛ эпитаксиального ZnSe слоя, толщиной 1.3 мкм

На некоторых образцах полоса  $I_2^{Ga}$  выглядела в виде дублета, что связано наличием двух типов доноров в преднамеренно нелегированных слоях. В ряде случаев проявлялась также полоса  $I_x=2.789$  эВ (446 нм), положение которой не изменялось от образца к образцу (т.е. практически не зависело от напряжений) и не зависело от температуры. Это свидетельствует в пользу связи полосы  $I_x$  с протяжёнными дефектами. После облучения происходило изменение вида спектров ФЛ как от ям, так и от ZnSe буферного слоя. В спектрах НТ ФЛ от КЯ после облучения происходило смещение положения максимума полосы  $I_{QW}$  (тяжёлый экситон) на образцах 1 и 2 в сторону меньших энергий, а на других в сторону больших энергий (кривые с.).

Интегральная интенсивность излучения, как правило, уменьшалась слабо (на образце 3 она практически не изменилась), а полуширина несколько возрастала. При этом максимум излучения легкого экситона менее интенсивной полосы, (переход  $1elh$ ) также смещался в область меньших энергий, для образцов 1, 2; практически не смещался для образца 3. Величина смещения  $I_{QW}^h$ , как правило, превышала величину смещения основной полосы  $I_{QW}$ . Спектры ФЛ в экситонной области буферного ZnSe слоев вблизи КЯ после облучения также трансформировались.

**Выводы.** Механизм радиационной ускоренной деградации CdZnSe/ZnSe КЯ был объяснён с учётом (i) существенного влияния знакопеременных полей и их релаксации;

(ii) ускоренной деформационными и концентрационными градиентами вблизи ГР диффузии более подвижного элемента катионной подрешётки Cd;

(ii) неоднородной по глубине исходной дефектной структурой образцов-скоплением  $V_{Zn}$  вблизи ГР-КЯ барьер. Предложен радиационно-ускоренный микромеханизм диффузии элемента катионной подрешётки с учётом вакансий этой же подрешётки.



### Литература

1. Н.Е. Корсунская, Л.В. Борковская, Б.Р. Джумаев, Процессы деградации синие-зелёных лазерных диодов на основе  $\text{CoA}_2\text{B}_6$ , Оптоэлектроника и полупроводниковая техника, Вып. 34, стр.29, 1999
2. A. Toda, K. Nakano, A. Ishibashi, Cathodoluminescence study of degradation in ZnSe-based semiconductor laser diodes, Appl. Phys. Lett., Vol. 73, N11, pp. 1523-1525, 1998.
3. Н.Г. Басов, Е.М. Дианов, В.И. Козловский, А.К. Крыса, А.С. Насибов, Ю.М. Попов, А.М. Прохоров, П.А. Трубенко, Е.А. Щербаков, Лазерная электронно-лучевая трубка на основе сверхрешетки ZnCdSe/ZnSe, работающая при  $T=300$  К, Квантовая электроника, Vol. 22, N8, pp.756-758, 1995 г.
4. Шарипбаев М., Исмаилов Қ., Каримов И. Оптическое исследование релаксации деформаций и интердиффузии в квантовых ямах ZnSe/ZnCdSe, модифицированных  $\gamma$ -облучением «Илмий хабарнома» Андижан давлат университети, №2, стр. 102-105., 2020 г.
5. Шарипбаев М. Определение методом фотолюминесценции протяженных дефектов в эпитаксиальных пленках ZnTe/GaAs. Журнал. Физика полупроводников и микроэлектроника. №4., стр. 214-216., 2020 г.

### THE EFFECT OF $\Gamma$ -IRRADIATION ON PHOTOLUMINESCENT PROPERTIES OF CDZNSE / ZNSE QUANTUM PITS

M. B. Sharibaev, M. B. Tagaev

Karakalpak State University named after Berdakh

**Abstract.** *In this paper, the effect of irradiation with  $\gamma$ -quanta  $\text{Co}^{60}$  on the optical characteristics of single and several compressed-stressed  $\text{Cd}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Se}/\text{ZnSe}$  is a composition with a composition  $x=0.2-0.4$  grown by molecular-beam epitaxy. The breakdown of quantum pits after irradiation by  $\gamma$ -quanta was studied.*

**Keywords:** radiation, energy shift, fl intensity, deformation.

### INFLUENCE OF ASSOCIATED STATES OF OXYGEN ON IR ABSORPTION IN SILICON DOPED WITH MOLYBDENUM

Sh. Kh. Daliev, A. D. Paluanova

Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan, Tashkent, [shakhrukhd@mail.ru](mailto:shakhrukhd@mail.ru)

**Abstract:** *Using an infrared spectrophotometer, the effect of heat treatments on the concentration of technical impurity of silicon doped with molybdenum was studied.*

**Keywords:** silicon, impurity, molybdenum, diffusion, doping, growth, infrared spectrophotometer.

In recent years, interest in silicon doped with refractory elements has increased, which is due to the search for semiconductor materials with special properties [1-2]. These specially introduced impurities enter into various interactions with structural defects and various uncontrolled impurities in the process of technological treatments, which are accompanied by almost any route for the manufacture of semiconductor devices. It is known that various high-temperature treatments lead to a change in the defect structure of monocrystalline silicon [3]. This is accompanied by the formation of various associated states of technological impurities, for example, oxygen atoms in silicon. Depending on the processing temperature, new phase states of technological impurities are formed - particles of the  $\text{SiO}_2$  or  $\text{SiO}_4$  type.

In this regard, the purpose of this work was to study the interaction of molybdenum atoms with associated states of oxygen - one of the technological, uncontrolled impurities in silicon. The initial samples were n-Si and p-Si grown by the Czochralski method with an optically active oxygen concentration  $N_{O}^{opt} = 8 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ . The resistivity of the initial specimens was 15÷20 Ohm-cm, the thickness of the polished specimens, depending on the task at hand, was 1÷1.5 mm. The oxygen content  $N_{O}^{opt}$  was estimated from the infrared absorption spectra in the  $1100 \text{ cm}^{-1}$  region (oxygen band at  $9.1 \text{ }\mu\text{m}$ ), measured on a Specord - IR-75 infrared spectrophotometer in a two-beam scheme at 300 K according to known formulas [4].

After measuring  $N_{O}^{opt}$  in the initial silicon samples, a molybdenum impurity was introduced into them by the diffusion method from a high-purity metallic Mo layer deposited in a vacuum in the temperature range 1100-1250°C. After diffusion of molybdenum in the same samples,  $N_{O}^{opt}$  was again measured by IR absorption.

Analysis of the IR spectra at a wavelength of  $\lambda = 9.1 \text{ }\mu\text{m}$  shows that after the introduction of molybdenum atoms into Si, a decrease in the concentration of optically active oxygen by 15÷30% was observed in comparison with the control samples heat-treated under the same conditions as the diffusion of Mo.

An analysis of these dependences shows that the effect of a decrease in the concentration of optically active oxygen  $N_{O}^{opt}$  depends on the diffusion temperature and the cooling rate after it, that is, on the concentration of atoms of the introduced molybdenum: the more  $N_{Mo}$ , the greater the decrease in the value of  $N_{O}^{opt}$ .

It is known [5] that during high-temperature treatment at  $T = 1100^\circ\text{C}$ , oxygen atoms precipitate, that is, free interstitial oxygen passes into the second phase with the formation of  $\text{SiO}_2$  particles.

Measurements of IR absorption spectra in heat-treated silicon samples showed that high-temperature treatment at  $1100^\circ\text{C}$ , accompanied by the precipitation of oxygen atoms, leads to a significant decrease in  $N_{O}^{opt}$  - by 45÷50%. It was shown above that the introduction of a molybdenum impurity in Si leads to a decrease in the concentration of optically active oxygen  $N_{O}^{opt}$  by 15÷30%. A similar effect was not observed in samples preliminarily subjected to HTT and then doped with a molybdenum impurity. This is probably due to the peculiarities of the interaction of impurities of refractory elements with the associated states of oxygen atoms in silicon.

Apparently, molybdenum atoms, when introduced into preliminarily heat-treated silicon, settle on  $\text{SiO}_2$  accumulations, as a result of which they probably lose their electrical activity. This explains the difference in the change in the IR absorption spectra in silicon samples doped with molybdenum with and without preliminary high-temperature treatment.

Thus, it was found that the diffusional introduction of molybdenum into Si leads to a decrease in the concentration of optically active oxygen by 15÷30%. A similar effect was not observed in preliminarily heat treated silicon containing associated oxygen states.

## References

1. Milvidsky M. G., Osvensky V. B. Structural defects in single crystals semiconductors. Moscow: Metallurgy, p. 255 (1984).
2. Ravey K. Defects and impurities in semiconductor silicon // M.: Mir, p. 475 (1984). Trans. from English ed. Gorina S.N.
3. Gerasimenko N.N., Parkhomenko Yu.N. Silicon is a material for nanoelectronics. M.: Technosphere, 2007. - p. 351.
4. Ivanov-Esipovich N.K. Physicochemical basics of electron production equipment. M.: Higher school, 1979, S. 205.
5. Malyshev V.I. Phase state of oxygen in silicon // Physics and technology semiconductors. Leningrad, 1974, v.1 (8), pp. 148-153.
6. Wang T.H. Silicon materials research on Growth processes, impurities and Defects. T.H. Wang, M.D. Landry. NCPV and Solar program Review meeting. - 2003. - P. 757 - 760.

## ВЛИЯНИЕ АССОЦИИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ КИСЛОРОДА НА ИК-ПОГЛОЩЕНИЕ В КРЕМНИИ С ПРИМЕСЬЮ МОЛИБДЕНА

Ш. Х. Далиев, А. Д. Палуанова

Научно-исследовательский институт физики полупроводников и микроэлектроники при  
Национальном университете Узбекистана,  
г. Ташкент, Узбекистан, [shakhrukhd@mail.ru](mailto:shakhrukhd@mail.ru)

**Аннотация:** С помощью инфракрасного спектрофотометра изучено влияние термических обработок на концентрации технического примеса кремния, легированного молибденом.

**Ключевые слова:** кремний, примесь, молибден, диффузия, легирование, рост, инфракрасный спектрофотометр.

## INFLUENCE OF NANOSCALE DEFECT CENTERS IN THE SILICON VOLUME ON DEFECT FORMATION PROCESSES

Sh. B. Utamuradova<sup>1</sup>, K. A. Ismailov<sup>2</sup>, X. Y. Utemuratova<sup>2</sup>, Y. R. Ravshanov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan,  
Tashkent, Uzbekistan, [sh-utamuradova@yandex.ru](mailto:sh-utamuradova@yandex.ru)

<sup>2</sup>Karakalpak State University named after Berdakh

**Abstract.** In this work, it was found that the introducing of impurities of T-ions into the silicon lattice by high-temperature diffusion inevitably leads to the formation of a number of silicides on the surface of the samples, which have a noticeable effect on the defect formation processes.

**Keywords:** silicon, manganese, T-ion, heat treatment, diffusion, defect.

In recent years intensive studies of defect formation processes in semiconductors, basic materials of modern microelectronics and power electronic engineering, ways to optimise the technology of creating various semiconductor devices are being investigated, highly sensitive methods of defect detection are being developed. The growing requirements to semiconductor materials science and instrumentation are caused by these requirements and can only be satisfied by using new materials and new physical principles for making high-efficiency semiconductor devices.

At present and for the nearest decade the main material for microelectronics and power instrumentation remains silicon. Therefore, the problem of crystalline structure defects and impurities in silicon is one of the urgent tasks of semiconductor physics. Up to now in spite of the great number of experimental data there is no complete understanding of mechanisms of defects appearance, different lattice distortions induced by defects and impurities, their electronic structure, interrelation, diffusion mechanisms etc.

The aim of our work was to investigate the formation of nanoscale defect centres in manganese-doped silicon. The influence of different technological factors such as temperature diffusion interval, diffusion duration and post-diffusion cooling rates on the efficiency of deep centres formation created by manganese impurity was investigated using a set of non-stationary capacitive deep level spectroscopy (DLTS) and photocapacitance methods.

Silicon alloying of SEP (Silicon-Electron-Phosphorus) was carried out by the diffusion method in a vacuum from a sprayed layer of metallic manganese of specific purity at 900 – 1200 °C for 2 hours followed by quick or slow cooling.

From complex studies of defect formation processes in Si<Mn> by DLTS methods it was found that the diffusion introduction of Mn into Si leads to the formation of four DL with fixed ionization energies  $E_C$ -0.13 eV,  $E_C$ -0.20 eV,  $E_C$ -0.42 eV,  $E_C$ -0.54 eV.

It was found that the introduction of impurity T-ions into the silicon lattice by high-temperature diffusion inevitably leads to the formation of a number of silicides on the sample surface that have a significant influence on defect formation processes.

Multiple development of technological regimes made it possible to obtain doped crystals with reproducible and stable parameters. The results obtained showed that at some modes of high-temperature diffusion the precipitation of introduced impurities and the formation of their complexes with technological impurities are observed. In some experiments, for example, in determining the energy spectrum of defects created by an impurity, it is necessary to avoid formation of precipitates of impurities and their complexes. In such cases it is necessary to determine the process regimes that allow obtaining samples with the desired spectrum of defect centres and the required parameters. Having established the precipitation temperature regime for manganese admixture, in each case we selected the temperature of admixture diffusion, the rate of sample cooling after diffusion and the diffusion time.

Thus, as a result of working out the technological regimes of silicon doping with manganese admixture, it was found that only when following a certain sequence of the below mentioned mechanical and chemical treatments we can obtain silicon single crystals with more or less perfect structure. Failure to comply with at least one of the operations included in the technological mode of sample surface cleaning before the diffusion of specially introduced impurities or heat treatment of control samples, as well as in the manufacture of diode structures based on initial or doped silicon leads to the formation of various undesirable defects (structural or impurity) on the surface and in the silicon.

#### References

1. Milns L. Primesi s glubokimi urovnyami v poluprovodnikakh. M., Mir, 1977, 547s.
2. Fizika i materialovedenie poluprovodnikov s glubokimi urovnyami. Pod red. V.I.Fistulya. M., Metallurgiya, 1987, 232 s.
3. Zolotukhin I.V., Kalinin Yu.E., Stongei O.V. Novye napravleniya fizicheskogo materialovedeniya. Voronezh: Izd. Voronezhskogo gosuniversiteta, 2000. – 360 s.
4. Litovchenko V.G., Lisovkiy I.P., Kladko V.P. Influence of defects on the structure of oxygen precipitates in silicon crystals. Ukr. J. Phys. - 2007. - V.52, N 10. - P. 958 - 966.

#### ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ДЕФЕКТНЫХ ЦЕНТРОВ В ОБЪЕМЕ КРЕМНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ

Ш. Б. Утамурдова<sup>1</sup>, К. А. Исмаилов<sup>2</sup>, Х. Ю. Утемурадова<sup>2</sup>, Й. Р. Равшанов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Научно-исследовательский институт физики полупроводников и микроэлектроники  
Национального университета Узбекистана имени Мирзо Улугбека<sup>1</sup>,  
г. Ташкент, 100057, Республика Узбекистан

E-mail: sh-utamuradova@yandex.ru

<sup>2</sup>Каракалпакский государственный университет имени Бердаха

**Аннотация.** В данной работе обнаружено, что введение примесей Т-ионов в решетку кремния путем высокотемпературной диффузии неизбежно приводит к образованию целого ряда силицидов на поверхности образцов, которые оказывают заметное влияние на процессы дефектообразования.

**Ключевые слова:** кремний, марганец, Т-ион, термообработка, диффузия, дефект.

#### INFLUENCE OF IMPURITY COMPOSITION ON THE EFFICIENCY OF FORMATION OF RADIATION DEFECTS IN SILICON

Sh. B. Utamuradova , Z. O. Olimbekov, D. A. Rakhmanov

Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan,  
Tashkent, Uzbekistan, [sh-utamuradova@yandex.ru](mailto:sh-utamuradova@yandex.ru)

**Abstract.** *In this work, studied the effect of platinum impurity on the efficiency of the formation of radiation defects in silicon by methods of deep level transient spectroscopy (DLTS).*

**Keywords:** silicon, radiation defect, alloying, deep level, platinum

It is known that the behavior of materials under irradiation is largely determined by the nature and concentration of impurities interacting with primary radiation defects [1-2]. In addition, the processes of complexation in irradiated semiconductors are determined by the concentration ratios of certain defects, their charge state, and the defect structure of the crystal as a whole [3]. It is of considerable interest to study the effect of irradiation on crystals in which, in addition to the main impurity, other active impurities with deep levels in the forbidden band are introduced, which effectively interact with radiation defects.

In this regard, the aim of this work is to study the effect of a platinum impurity on the efficiency of the formation of radiation defects in silicon by methods of deep level transient spectroscopy (DLTS). To carry out capacitive measurements on the samples under study, diode structures were fabricated according to the well-known technique [4]. Measurements and processing of spectra are also described in detail in [4, 5].

The studied samples were n-Si doped with a platinum impurity by the diffusion method. The control samples were n-Si samples with the same  $\rho = 20 \text{ Ohm}\cdot\text{cm}$  and different oxygen content - the so-called "oxygen" Si with a concentration of optically active oxygen atoms  $N_0^{\text{opt}} = 6 \cdot 10^{17} \div 1.2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  and "oxygen-free" Si with  $c N_0^{\text{opt}} \leq 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . The samples were irradiated at room temperature with  $\gamma$ -quanta of  $^{60}\text{Co}$  with a flux intensity of  $\sim 3.4 \cdot 10^{12} \text{ kv/cm}^2\cdot\text{s}$ .

Earlier [6], we showed that doping of single-crystal silicon with a platinum impurity by high-temperature diffusion results in the formation of two deep levels with ionization energies  $E_C - 0.21 \text{ eV}$  and  $E_C - 0.25 \text{ eV}$  in n-Si <Pt>, and on DLTS spectra of p-Si samples <Pt>, 2 deep levels (DL) are observed with fixed ionization energies in the lower half of the band gap:  $E_V + 0.20 \text{ eV}$  and  $E_V + 0.41 \text{ eV}$ .

Analysis of the measured DLTS spectra showed that only deep levels  $E_C - 0.25 \text{ eV}$  and  $E_V + 0.20 \text{ eV}$  are associated with Pt atoms in Si. The levels  $E_C - 0.21 \text{ eV}$  and  $E_V + 0.41 \text{ eV}$  are also observed in the control heat-treated (without Pt) samples. It was found that the concentration of DL  $E_V + 0.41 \text{ eV}$  depends on the degree of cleaning of the sample surface before thermal annealing. In the samples subjected to thorough acid-peroxide washing before diffusion, the concentration of DL  $E_V + 0.41 \text{ eV}$  is quite insignificant.

Analysis of the measured DLTS spectra shows that as a result of  $\gamma$ -irradiation, both in the control n-Si samples and in the n-Si <Pt> samples, a new level is introduced with an ionization energy  $E_C - 0.17 \text{ eV}$  and an electron capture cross section  $\sigma_N = 1 \cdot 10^{-14} \text{ cm}^2$ . The values of the parameters of this DL refer to a known radiation defect - vacancy-oxygen complexes (A-centers). It follows from the results obtained that the presence of a platinum impurity in the silicon lattice leads to a slowdown in radiation defect formation: the concentration of the A center in the n-Si <Pt> samples is 2-3 times lower than in the control samples. Moreover, the higher the concentration of platinum, the lower the concentration of radiation defects.

Note that  $\gamma$ -irradiation at high doses ( $F = 8 \cdot 10^{18} \text{ kv/cm}^2$ ), in turn, leads to an increase in the concentration of  $E_C - 0.25$  levels associated with platinum atoms in Si. It is assumed that the increase in the deep levels of platinum with an increase in the irradiation dose is due to the activation of Pt atoms in the neutral state.

Thus, the presence of platinum atoms in the bulk of silicon significantly reduces the efficiency of formation of the known radiation defects of A centers (vacancy - oxygen complexes) and E centers (vacancy - phosphorus complexes). This effect, apparently, should be associated with the peculiarities of the interaction of specially introduced impurities with defects introduced by irradiation.

## References

1. Vavilov V.S., Uhin N.A. Radiacionnye `effekty v poluprovodnikah i poluprovodnikovyyh priborah. - M., Atomizdat, 1968, 312 s.
2. Shahovcov V.I., Shindich V.L. Radiacionnoe `effekty v tverdyh telah. Kiev: Naukova dumka, 1977. S. 88-102.
3. Fizicheskie processy v obluchennyh poluprovodnikah / Pod red. .S.Smirnova Novosibirsk: Nauka, 1977. 256 s.
4. Berman L.S., Lebedev A.A. Emkostnaya spektroskopiya glubokih centrov v poluprovodnikah. L., Nauka, 1981, 170 s.
5. Mamadalimov A.T., Lebedev A.A., Astrova E.V. Spektroskopiya glubokih centrov v poluprovodnikah. Tashkent, «Universitet», 1999. 164 s.
6. Utamuradova Sh.B., Olimbekov Z.O. Issledovanie osobennostej obrazovaniya glubokih centrov v kremnii s primes'yu platiny. Science and World, International scientific journal, № 11 (63), 2018, Vol. I, p. 31-33 (№ 23 GIF, IF: 4.326).

## ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНОГО СОСТАВА НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ОБРАЗОВАНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ

Ш. Б. Утамурадова, З. О. Олимбеков, Д. А. Рахманов

Научно-исследовательский институт физики полупроводников и микроэлектроники при Национальном университете Узбекистана имени Мирзо Улугбека,  
г. Ташкент, 100057, Республика Узбекистан  
E-mail: [sh-utamuradova@yandex.ru](mailto:sh-utamuradova@yandex.ru)

**Аннотация:** В данной работе изучено влияния примеси платины на эффективность образования радиационных дефектов в кремнии методами нестационарной емкостной спектроскопии (DLTS).

**Ключевые слова:** Кремний, радиационный дефект, легирование, глубокий уровень, платина

## THE PROCESSES OF INTERIMPURITY INTERACTION IN SILICON DOPED WITH CHROMIUM AND HOLMIUM

Sh. B. Utamuradova, K. M. Fayzullaev, U. Yuldoshev

Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan,  
Tashkent, Uzbekistan, [sh-utamuradova@yandex.ru](mailto:sh-utamuradova@yandex.ru)

**Abstract.** In this work, it was found that the concentration of deep centers associated with chromium atoms in silicon in Si <Ho, Cr> samples is 3-4 times higher than in Si <Cr> samples.

**Keywords:** silicon, chromium, holmium, deep center, alloying, defect.

It is known that the presence of rare-earth impurities in the bulk of silicon increases its thermal stability and radiation resistance [1-2]. We have previously shown that the ability of transition element atoms to migrate in the silicon lattice leads to thermal instability of the parameters of deep centers created by them [3]. Therefore, we studied the effect of holmium atoms, one of the rare earth elements, on the energy spectrum of deep centers created by chromium and the behavior of its atoms using deep level nonstationary capacitive spectroscopy (DLTS).

For the experiments, we used n-Si and p-Si samples doped with Ho in the process of growing from a melt with a resistivity  $\rho = 10 \div 20 \text{ Ohm} \cdot \text{cm}$ , with orientation in the <111> direction. As control samples, we used n-Si and p-Si samples grown by the Czochralski method with an optically active oxygen concentration of  $N_o^{\text{opt}} = 8 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  with  $\rho$  values close to the resistivity of Si<Ho> samples.

To study the inter-impurity interaction, Si samples doped with Ho during growth were additionally doped with Cr by the diffusion method in the temperature range 900–1250 °C. Then, diode structures were created on these samples for carrying out capacitive measurements.



Measurements of DLTS spectra in Si<Ho> samples showed that no deep centers are observed in them in an appreciable concentration, although the data of neutron activation analysis indicate the presence of Ho atoms in the Si lattice in rather high concentrations up to  $6 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ . These data show that Ho atoms are not electrically active in silicon.

Measurements of DLTS spectra in Si<Ho> samples additionally doped with chromium showed that the presence of Ho atoms in the Si lattice has a significant effect on the defect formation processes: in the presence of Ho atoms, the efficiency of the formation of deep centers associated with Cr atoms in Si increases. Note that the presence of a holmium impurity in the Si<Ho+Cr> samples leads to an even greater decrease in the efficiency of thermal defect formation in comparison with Si<Cr>.

Analysis and comparison of the results of measurements of DLTS spectra in Si<Ho> and Si<Ho, Cr> samples show that the concentrations of deep centers associated with chromium atoms in silicon ( $E_C - 0.41 \text{ eV}$ , C:  $E_C - 0.51 \text{ eV}$ ) in samples Si<Ho, Cr> 3-4 times higher than in samples Si<Cr>. The observed increase in the concentration of deep centers bound to Cr in Si can probably be explained by the fact that Ho atoms introduced into Si in a rather high concentration occupy all sinks and other imperfections of the silicon lattice.

We have previously shown [4,5] that there is a difference of 1.5-2 orders of magnitude between the value of the limiting solubility of chromium in silicon and the concentration of electrically active atoms of Cr. It can be assumed that these differences are associated with the deposition of some of the introduced chromium atoms on some inactive sinks or the binding of these atoms into neutral complexes. The presence of holmium atoms in the Si<Ho, Cr> samples that occupied these sinks increases the fraction of electroactive chromium atoms in silicon.

Note that the presence of Ho atoms in the Si lattice prevents the formation of thermal defects. It was found that the efficiency of the formation of a center with an ionization energy  $E_C - 0.20 \text{ eV}$ , caused by heat treatment, is much lower in the n-Si<Ho> samples compared to the control n-Si.

The deep centers created by chromium in silicon, as we found earlier, are unstable even at room temperature. Therefore, it was interesting to study the kinetics of low-temperature annealing of deep centers associated with chromium atoms in the presence of holmium impurities in the Si lattice at various concentrations.

Thus, it has been established that holmium atoms, without exhibiting electrical activity in silicon, increase the efficiency of the formation of deep centers associated with chromium in Si and stabilize the properties of these centers.

### References

1. Legirovannyye poluprovodnikovyye materialy. /Pod red. V.S.Zemskova - M.: Nauka, 1985.
2. Fizika i materialovedenie poluprovodnikov s glubokimi urovnyami./ Pod red. V.I.Fistulya.- M., Metallurgiya, 1987, 232 s.
3. Utamuradova Sh.B., Akbarov A.Zh.—«Neorganicheskie materialy »,2001, t.37,№ 5,.527-529.
4. Utamuradova Sh.B., Daliev Kh.S. et al.-Mod.Phys.Lett., 2000, v.14, No 19, p.786.
5. Abdurakhmanov K.P., Utamuradova Sh.B., Daliev Kh.S.- FTP, 1998, t.32, v.6,s.676-678.

### ПРОЦЕССЫ МЕЖПРИМЕСНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В КРЕМНИИ, ЛЕГИРОВАННОМ ХРОМОМ И ГОЛЬМИЕМ

Ш. Б. Утамурадова, К. М. Файзуллаев, У. Йулдошев

НИИ физики полупроводников и микроэлектроники при НУУз, Ташкент, Узбекистан

[sh-utamuradova@yandex.ru](mailto:sh-utamuradova@yandex.ru)

**Аннотация.** В этой работе обнаружено, что концентрации глубоких центров, связанных с атомами хрома в кремнии в образцах Si<Ho, Cr> в 3-4 раза выше, чем в образцах Si<Cr>.

**Ключевые слова:** кремний, хром, гольмий, глубокий центр, легирование, дефект.



## СЕКЦІЯ 4. РОЗСПОВАННЯ ЕНЕРГІЇ КОНСТРУКЦІЙНИМИ МАТЕРІАЛАМИ

### ВИКОРИСТАННЯ ЕНЕРГЕТИЧНОГО ПРЕДСТАВЛЕННЯ КРИВОЇ ВТОМИ ДЛЯ ПІДСУМОВУВАННЯ ВТОМНИХ ПОШКОДЖЕНЬ

**Г. В. Цибаньов**

Інститут проблем міцності імені Г.С.Писаренка НАН України, м.Київ, Україна  
вул. Тимірязєвська, 2, Київ, 03014, g.v.tsybanov@ipp.kiev.ua

**Анотація.** *Енергетичне трактування кривої втоми у вигляді модифікованої залежності Стромейєра використано для визначення взаємозв'язку з лінією Френча, яка приймається як описання довговічності на стадії зародження тріщини втоми. Лінія Френча і крива втоми застосовані для побудови схем підсумовування втомних пошкоджень за змінних режимів циклічного навантаження.*

**Ключові слова;** довговічність, втомне руйнування, зародження тріщини, ступінчате навантаження, стадії втоми, підсумовування втомних пошкоджень.

Значна кількість наявних у літературних джерелах запропонованих методів визначення довговічності матеріалів за змінних режимів циклічного навантаження [1] не дає однозначного універсального рішення для прогнозування втомної довговічності реальних елементів конструкцій за експлуатаційних умов навантаження. Це пов'язано як з недостатньо доскональними методами моделювання експлуатаційних режимів навантаження, так і неспроможністю єдиним підходом охопити всі можливі механізми втомного пошкодження матеріалів, враховуючи їх різноманітну структуру, механізми зародження і росту тріщин з огляду на різну поведінку матеріалів за умов дії різної послідовності зміни циклічної та статичної складових навантаження. Однак, загальною закономірністю процесу втомного пошкодження є наявність основних його стадій: локальне зміцнення чи знеміцнення матеріалу внаслідок мікропластичних деформацій, зродження і ріст коротких тріщин (структурно- та фізично коротких), ріст довгих тріщин. На всіх цих стадіях закономірності втомного пошкодження різні, тому їх необхідно вивчати і описувати на кожній стадії окремо.

Відомо, що в області багатоциклової втоми більша частина циклічної довговічності пов'язана з зародженням і ростом коротких тріщин. Можна вважати, що при використанні в експериментах зразків малого розміру загальна довговічність до руйнування складається саме з цих стадій. Таке припущення прийнято у послідуючих викладках.

Раніше нами було запропоновано енергетичне трактування кривої втоми [2] для подальшого використання такого представлення для визначення довговічності до зародження тріщини втоми. Для цього використано модифіковане представлення залежності Стромейєра (Strohmeier) [3], в якій замість границі витривалості  $\sigma_r$  використано пошкоджуюче напруження  $\sigma_d$ , яке становить частину границі витривалості. Зведення в квадрат такого рівняння та введення необхідних констант дає можливість розглядати енергетичний аспект втоми:

$$(\sigma_a - \sigma_d)^2 N_f^{2k} / 2E = C^2, \quad (1)$$

де  $\sigma_a$  - амплітуда напруження;  $\sigma_d$  - амплітуда пошкоджуючого напруження;  $N_f$  - кількість циклів до руйнування;  $C$  і  $k$  – експериментальні постійні.

Рівняння (1) можна представити у іншому вигляді:

$$[(\sigma_a - \sigma_d)^2 N_f / 2E] \cdot N_f^{2k-1} = C^2, \quad (2)$$

яке можна розглядати як сумарну пружну енергію на рівні  $\sigma_a$  за напружень, перевищуючих напруження пошкодження  $\sigma_d$ , помножене на коригуючу функцію  $N_f^{2k-1}$  для приведення сумарної пружної енергії до рівності на різних амплітудах напружень. Використовуючи таке

представлення результатів експериментальних випробувань одержано співвідношення між довговічностями до повного руйнування зразків, за якими побудована крива втоми у вигляді (1), та довговічностями до зародження тріщини втоми. При цьому прийнято, що зародження тріщини відповідає лінії Френча:

$$N_{Fr} = \left[ \frac{\sigma_r - \sigma_d}{\sigma_a - \sigma_d} \right]^{\frac{1}{k}} N_f. \quad (3)$$

Наявність залежностей для визначення повної циклічної довговічності (10) та до зародження тріщини (3) дозволяє виконувати підсумовування втомних пошкоджень з урахуванням цих стадій втоми, подібно білінійному закону Менсона – Халфорда (Manson-Halford).

Перевірка такої моделі підсумовування пошкоджень виконана з використанням результатів двоступінчатих випробувань на втому сталей 45 і 1Х13. Виконані розрахунки свідчать про те, що таке двостадійне лінійне підсумовування не відрізняється від традиційного лінійного підсумовування пошкоджень з його недоліками, так як потребує урахування особливостей пошкодження за різного порядку зміни напружень: з високого на низьке чи навпаки, як це запропоновано авторами [4].

Тому протестована інша модель описання втомного пошкодження, яка також враховує визначену рівнянням (3) стадію зародження тріщини. Процес втоми матеріалу розглядається як безперервний процес зниження його вихідної (гіпотетичної) границі витривалості ( $\sigma_{r0}$ ) на початку навантаження до величини стандартно визначеного значення на лінії Френча (так як лінія Френча визначається довговічностями і пошкодженнями, за яких починає знижуватися вихідна границя витривалості) і далі – до кінцевого її значення ( $\sigma_{rk}$ ), яке визначається за співвідношенням між пороговим і кінцевим (при руйнуванні зразка) коефіцієнтами інтенсивності напружень. Кінетика зниження границі витривалості у залежності від амплітуди напруження і числа циклів навантаження описується степеневою функцією, параметри якої визначаються за кривою втоми, лінією Френча, пороговим і кінцевим коефіцієнтами інтенсивності напружень. Вихідна границя витривалості прийнята як критичне напруження (за проф. В.С. Івановою). Показана необхідність урахування розкиду вихідних даних, одержаних при побудові кривої втоми [5].

### Література

1. Fatemi A. and Yang L. (1998). Cumulative fatigue damage and life prediction theories. A survey of the state of the art for homogeneous materials. *Intern. Journal of Fatigue*, V.20, N.1, P. 9–34.
2. Цыбанёв Г.В. Энергетическая трактовка результатов усталостных испытаний и использование ее для определения стадии зарождения трещины. *Пробл. прочности*. № 2. 1994. С. 19-27.
3. Strohmeyer C. The determination of fatigue limits under alternating stress conditions. *Proceedings of the Royal Society*. London, Series A, 1914. P. 411-425.
4. Manson S.S. and Halford G.R. Practical implementation of the double linear damage rule and damage curve approach for treating cumulative fatigue damage. *International Journal of Fracture*, Vol. 17, No. 2, April 1981, P. 169-192.
5. Цыбанёв Г.В. Определение характеристик рассеяния пределов выносливости материалов на основе энергетического подхода. *Пробл. прочности*. № 4. 1998. С. 29-33.

## APPLICATION OF FATIGUE CURVE ENERGY REPRESENTATION FOR FATIGUE DAMAGE SUMMATION

G. V. Tsybanov

G.S. Pisarenko Institute of Strength Problems of the National Academy of Sciences of Ukraine,  
Kyiv, Ukraine

**Abstract.** *The energy interpretation of the fatigue curve in the form of a modified Stromeyer dependence was used to determine the relationship with the French line, which is taken for description of lifetime at the stage of fatigue crack initiation. The French line and the fatigue curve are used to construct the schemes for summation of fatigue damages under variable modes of cyclic loading.*

**Keywords:** lifetime, fatigue failure, crack initiation, step loading, fatigue stages, summation of fatigue damages.

## THE EFFECT OF NICKEL DOPING ON THE PARAMETERS OF SILICON SOLAR CELLS OBTAINED WITH VARIOUS IMPURITIES (P, B)

**K. A. Ismailov, Z. T. Kenzhaev**

Karakalpak State University, № 1, Ch.Abdirrov Str. 230112 Nukus, Uzbekistan  
[zoir1991@bk.ru](mailto:zoir1991@bk.ru)

**Abstract.** *The effect of doping with nickel on the parameters of silicon photocells, in which the  $p - n$  junction was created by impurities of III (B) and V (P) groups, has been studied. It is shown that the positive effect of nickel on the photocell efficiency does not depend on the type of initial silicon and on the nature of impurities used to obtain the  $p - n$  junction, but is mainly determined by the gettering properties of the near-surface nickel-enriched layer.*

**Keywords:** photocell, silicon, nickel, thermal annealing, clusters, lifetime, gettering, recombination centers.

**Introduction.** It was shown in [1, 2] that the formation of a nickel-enriched layer in the near-surface region of silicon solar cells (SC) leads to an improvement in their parameters. In these works, the  $p - n$  junction was obtained using the method of phosphorus diffusion into p-type silicon wafers.

Diffusion alloying of nickel has a sufficiently high bulk solubility  $N_S \sim 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ , and a nickel-enriched layer 2–3  $\mu\text{m}$  thick is formed in the near-surface region, in which the concentration can reach  $N_S \sim 10^{20} - 10^{21} \text{ cm}^{-3}$  [2, 3].

Most of the dissolved nickel atoms are in an electrically neutral state in interstices and can form clusters [4]. The concentration, size, and composition of clusters are mainly determined by the additional annealing temperature and the total concentration of nickel atoms introduced into silicon [5].

If nickel clusters have gettering properties and remove harmful impurities from crystals, then the positive effect of nickel on the SC efficiency should not depend on the type of initial silicon and on the nature of impurities used to obtain the  $p - n$  junction.

In connection with the above, the aim of this work was to study the effect of nickel on the parameters of silicon SC, in which the  $p - n$  junction was created by impurities of III (B) and V (P) groups, and to show the presence of gettering properties of the nickel-enriched near-surface layer.

**Research technology and methodology.** For the diffusion of Group V elements, p-type silicon wafers with a resistivity of  $0.5 \Omega \cdot \text{cm}$  (380  $\mu\text{m}$  thick and  $d \sim 76 \text{ mm}$  in diameter) were used. And for elements of the III group - n-type, with a resistivity of  $0.3 \Omega \cdot \text{cm}$  (300  $\mu\text{m}$  thick and  $d \sim 45 \text{ mm}$  in diameter).

Diffusion of nickel was carried out before the creation of the  $p - n$  junction, similarly to [2]. A thin layer of pure nickel with a thickness of 1  $\mu\text{m}$  was deposited on the front side of the SC in vacuum, and then diffusion was carried out in an air atmosphere. Nickel diffusion was carried out under optimal conditions  $T_{diff} = 850 \text{ }^\circ\text{C}$  for  $t = 30 \text{ min}$ . After nickel diffusion, all plates were cut into separate samples  $1 \times 1 \text{ cm}^2$  in size.

Diffusion of phosphorus was carried out from the deposited layer of ammonium phosphate in air at  $T_{diff} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$  for  $t = 30 \text{ min}$  (depth of the  $p - n$  junction  $x_{p-n} = 0.5\text{--}0.7 \text{ }\mu\text{m}$ ). Boron diffusion was carried out in air at  $T_{diff} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$  for  $t = 30 \text{ min}$  ( $x_{p-n} = 1\text{--}1.2 \text{ }\mu\text{m}$ ), boron nitride was used as a source. Control samples were made using the same technology, only the nickel film was not applied.

After obtaining the  $p - n$  junction, all SC samples underwent additional thermal annealing at  $T_{ann} = 700\text{--}800 \text{ }^\circ\text{C}$  for  $t = 30 \text{ min}$  in order to activate the gettering of recombination impurities [1, 6].

Ohmic contacts were created by vacuum deposition of a nickel film. There was no anti-reflective coating on the surface of the elements.

The current-voltage characteristic of the photocells was measured under illumination with an incandescent halogen lamp powered by a voltage stabilizer with a radiation power density of about  $150 \text{ mW / cm}^2$ . The parameters were determined from the  $I - V$  characteristic of the SC — the open-circuit voltage  $V_{oc}$  and the short-circuit current density  $J_{sc}$ , the maximum output power  $P_{max}$ , and the fill factor  $\xi$  of the  $I - V$  characteristic.

**Results.** Table 1 shows the main parameters of the samples of photocells in which the  $p - n$  junction was formed by phosphorus diffusion.

In the samples doped with nickel, a noticeable improvement in parameters is observed. In this case, the average  $V_{oc}$  value in relation to the control increases by 2.5%, and  $J_{sc}$  increases by 20.3%.  $P_{max}$  increases by 29.1%, which confirms the results of works [2].

**Table 1.** Average values of SC parameters obtained by phosphorus diffusion

Parameters	Control	Nickel alloyed
$J_{sc}, \text{ mA/cm}^2$	32	38.5
$V_{oc}, \text{ mV}$	590	605
$\xi$	0.64	0.67
$P_{max}, \text{ mW/cm}^2$	12.08	15.61
$\Delta P_{max}/P_{max}$	-	+ 29.15 %

The main parameters of the SC, in which the  $p - n$  junction was formed by boron diffusion, are presented in Table. 2. In SC doped with nickel, the average  $V_{oc}$  value in relation to the control increases by 3.44%,  $J_{sc}$  - by 16.92%, and  $P_{max}$  - increases by 28.5%.

**Table 2.** Average values of SC parameters obtained by boron diffusion

Parameters	Control	Nickel alloyed
$J_{sc}, \text{ mA/cm}^2$	32.5	38
$V_{oc}, \text{ mV}$	580	600
$\xi$	0.64	0.68
$P_{max}, \text{ mW/cm}^2$	12,06	15,50
$\Delta P_{max}/P_{max}$	-	+ 28.51 %

In all SC samples doped with nickel, an increase in the fill factor of the  $I - V$  characteristic is observed by about 4.5–5% relative to the control SC.

Thus, we can assume that nickel alloying of the SC leads to a noticeable improvement in the parameters, regardless of the nature of the impurity that forms the  $p - n$  junction. We associate this effect with the influence of the nickel-enriched layer in the near-surface region of the SC.

The data obtained make it possible to assert that the improvement of the SC parameters is not associated with the peculiarities of the interaction of nickel atoms with the studied dopants – phosphorus and boron.

**Discussion of results.** It is known [3] that the concentration of nickel in the near-surface regions of the sample during diffusion in silicon is very high ( $N_S \sim 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ ). In the bulk, the concentration is practically constant and relatively low ( $N \sim 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ). After the formation of the  $p - n$  junction, as well as additional thermal annealing at  $T_{ann} = 700 - 800 \text{ }^\circ \text{C}$ , the character of the nickel distribution changes little.

Nickel clusters located in the defect near-surface layers, on the front and back sides of the SC, can act as effective gettering centers for uncontrolled recombination impurity atoms and oxygen [7]. The gettering properties of clusters in the near-surface region will be very noticeable due to the high concentration of nickel atoms.

Measurements have shown that doping with nickel atoms with the formation of clusters makes it possible to increase the lifetime of charge carriers in the SC base up to 2 times. We associate an increase in the lifetime of charge carriers in the SC with the gettering properties of clusters of nickel atoms.

Thus, it has been shown that additional doping of silicon wafers with nickel, regardless of their type of conductivity and the nature of the impurity that forms the  $p - n$  junction, is a very affordable and technological solution for increasing the efficiency of silicon SC. The presence of gettering properties of nickel clusters makes it possible to use the technology of alloying with nickel to improve the technological stability of practically any silicon materials during heat treatment.

Based on the results obtained, it can be argued that the introduction of nickel atoms is an effective method for gettering recombination centers in silicon.

This method, in contrast to other existing methods, has the following advantages:

1. The method of gettering recombination impurities by nickel clusters is an efficient, technological, and cheap method.
2. The introduction of nickel allows an increase in the efficiency of the silicon PV by 20-25%.
3. When alloying with nickel, there are practically no changes in the electrical parameters of the material, which makes it possible to use it for all types of electronic devices based on silicon.

The authors are grateful to Academician M.K. Bakhadir Khanov for participation in the experiment and discussion of the results.

## References

1. M. K. Bakhadyrkhanov, S.B. Isamov, Z.T. Kenzhaev, D. Melebaev, Kh.F. Zikrillayev, G.A. Ikhtiyarova. Appl. Solar Energy. **56** (1), 13 (2020). DOI: 10.3103/S0003701X2001003X.
2. M.K. Bakhadyrkhanov, Z.T. Kenzhaev. Tech. Phys. **91** (6), 979 (2021). (in Russian).
3. J. Lindroos, D. P. Fenning, D. J. Backlund, E. Verlage, A. Gorgulla, S. K. Estreicher, H. Savin and T. Buonassisi. J. Appl. Phys. **113**, 204906 (2013).
4. Gafner, Y.Y., Gafner, S.L. & Entel, P., Phys. Solid State. 46, 1327 (2004).
5. M.K. Bakhadyrkhanov, B.K. Ismaylov, S.A. Tachilin, K.A. Ismailov, N.F. Zikrillaev, SPQEO, **23** (4), 361 (2020).
6. E.P. Neustroev, S.A. Smagulova, I.V. Antonova, L. N. Safronov. Semiconductors, 38 (7), 758 (2004).
7. V. L. Mazalova, O. V. Farberovich, A. V. Soldatov. J. Phys.: Conference Series 640, 012025 (2015).

## ВПЛИВ НІКЕЛЯ НА ПАРАМЕТРИ СИЛІКОНОВИХ СОНЯЧНИХ КЛІТИН, ОТРИМАНИХ З РІЗНИМИ ДОМІШКАМИ (P, B)

К. А. Ісмайлов, З. Т. Кенжаєв

Каракалпакський державний університет, № 1, вул. Ч. Абдірова 230112 Нукус, Узбекистан  
zoir1991@bk.ru

**Анотація.** Досліджено вплив легування нікелем на параметри кремнієвих фотоелементів, у яких  $p - n$ -перехід створювали домішки III (B) та V (P) груп. Показано, що

позитивний вплив нікелю на ефективність фотоелементів не залежить від типу вихідного кремнію та природи домішок, що використовуються для отримання  $p$  -  $n$ -переходу, а головним чином визначається геттерними властивостями приповерхневої поверхні, яка збагачена нікелем.

**Ключові слова:** фотоелемент, кремній, нікель, термічний відпал, кластери, термін служби, геттер, центри рекомбінації.

## INFLUENCE OF TEMPERATURE ON THE PARAMETERS OF POLYCRYSTALLINE SILICON SOLAR ELEMENTS DOPED WITH NICKEL

**K. A. Ismailov, E. J. Kosbergenov**

Karakalpak State University named after Berdakh, 230112, Nukus, Uzbekistan  
[kanatbay.ismailov@gmail.com](mailto:kanatbay.ismailov@gmail.com), [ernazar.kosbergenov@gmail.com](mailto:ernazar.kosbergenov@gmail.com)

**Abstract.** *It is shown that doping the front side of a solar cell based on polycrystalline silicon with nickel leads to an increase in the values of the short-circuit current density and open-circuit voltage. Also, in these elements, with an increase in temperature, the photocurrent increases more strongly, and the open-circuit voltage decreases more weakly.*

**Keywords:** polycrystalline silicon, nickel, photocell, alloying.

**Introduction.** The introduction of solar power plants into various energy systems has expanded significantly over the past two decades. The ultimate goal of the development of solar energy is to provide consumers with cheaper and at the same time environmentally friendly electricity [1]. It is shown in [2] that alloying a mono-Si photocell with nickel leads to an improvement in its efficiency. A noticeable increase in the short-circuit current of nickel-doped photocells (PC) was observed.

In this work, we present the results of a study of poly-Si PCs additionally doped with nickel.

**Experimental part.** For testing, samples of PCs based on poly-Si manufactured by CNH Solar were selected. To remove the back contact, front contact and antireflection coating, HCl, HNO<sub>3</sub>, and HF were used, respectively. Then these samples were cut into separate samples of 1x1 cm<sup>2</sup> and divided into three groups. Group I - control samples; group II - samples in which a 1 μm thick nickel layer was deposited on the back of the structures in a vacuum; group III - a nickel film was formed on the front side. All samples were subjected to short-term thermal annealing under the same conditions at a temperature of  $T = 1200$  °C for  $t = 15$  min. Then, for all samples (without protective layers and with nickel contacts) under the same conditions, the open circuit voltage  $V_{oc}$  and the short-circuit current density  $j_{sc}$  were determined. The parameters of the structures under study were measured under illumination with a ~ 1000 W incandescent halogen lamp. The distance between the sample and the lamp is ~ 30 cm. Table 1 shows the average values of  $V_{oc}$ ,  $j_{sc}$  and peak power  $P_{peak}$  for each group of samples, as well as  $\Delta j_{sc} / j_{scI}$  - change in short-circuit current density,  $\Delta V_{oc} / V_{ocI}$  - change in open-circuit voltage,  $\Delta P_{peak} / P_{peakI}$  - change in the specific peak power of the samples of groups II and III relative to the values for the control samples. As you can see from the table. 1, after the diffusion of nickel in the samples of group II, the value of  $V_{oc}$  increases by 8.26% (relative to the average value of  $V_{ocI}$  of group I), and the value of  $j_{sc}$  increases by 25.7%, i.e., a noticeable improvement in the parameters is observed. In the samples of group III, an even more noticeable improvement in parameters is observed. In them, the average value of  $V_{oc}$  in relation to that for group I increases by 8.91%, and  $j_{sc}$  - by 32.57%.

Table 1.

Parameter	Group I (control samples)	Group II	Group III
	After thermal annealing (1200 °C, 15 min)	After Ni diffusion (1200 °C, 15 min)	
$j_{sc}$ , mA/cm <sup>2</sup>	17.5	22	23,2
$\Delta j_{sc} / j_{scI}$ , %	-	25,71	32,57
$V_{oc}$ , mB	460	498	501
$\Delta V_{oc} / V_{ocI}$ , %	-	8,26	8,91
$P_{peak}$ , mBT/cm <sup>2</sup>	7,87	10,1	11,15
$\Delta P_{peak} / P_{peakI}$ , %	-	36,1	44,39

**Study of the effect of temperature on the parameters of PC doped with nickel.** The standard factory test for the modules is at 25 °C. However, in ambient conditions, the module usually operates at a higher temperature. In our experiments, the study of the dependence of the main parameters of the investigated PC on temperature in the range 17... 80 °C showed that with an increase in temperature above room temperature, the short-circuit photocurrent ( $j_{sc}$ ) slightly increases, and the open-circuit voltage ( $V_{oc}$ ) decreases, which qualitatively corresponds to the results [4-5]. Figure 1 shows the temperature dependence of the relative change in the short-circuit current of a poly-Si PV cell (where  $\Delta j_{sc} / j_{sc0} = (j_{sc} - j_{sc0}) / j_{sc0}$  is the relative change in the short-circuit current density,  $j_{sc0}$  is the short-circuit current density at 17 °C). As can be seen from figure 1, the best results were shown by samples of group III. At a temperature of 80 °C, the growth of the photocurrent was 7.5% for the samples of group I, 16.5% for group II, and 20.5% for group III (Fig. 1).

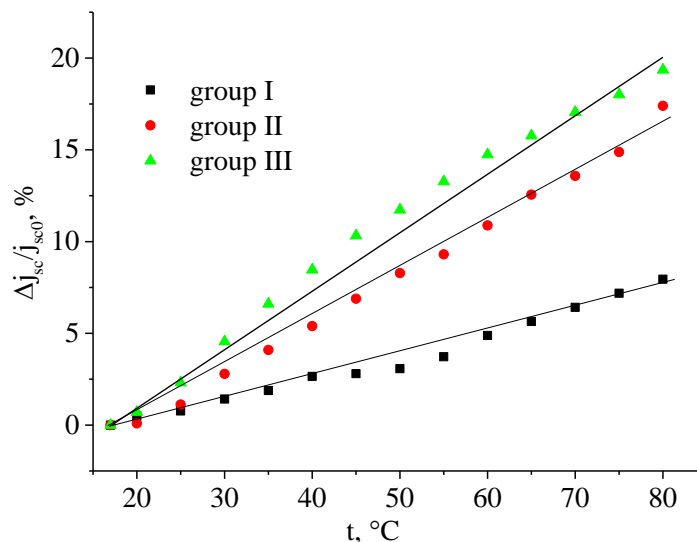


Figure 1. Temperature dependence of the relative change in the short-circuit current density  $j_{sc}$  of poly-Si PC from 17 °C to 80 °C

Figure 2 shows the temperature dependence of the relative change in open-circuit voltage of a poly-Si PC (where  $\Delta V_{oc} / V_{oc0} = (V_{oc} - V_{oc0}) / V_{oc0}$  - relative change in open-circuit voltage,  $V_{oc0}$  - open-circuit voltage at 17 °C). As can be seen from Figure 2, the best results were shown by



samples of groups II and III. At a temperature of 80 °C, the decrease in the open-circuit voltage was 27.5% for the samples of group I, and 23.5% for group II and III.

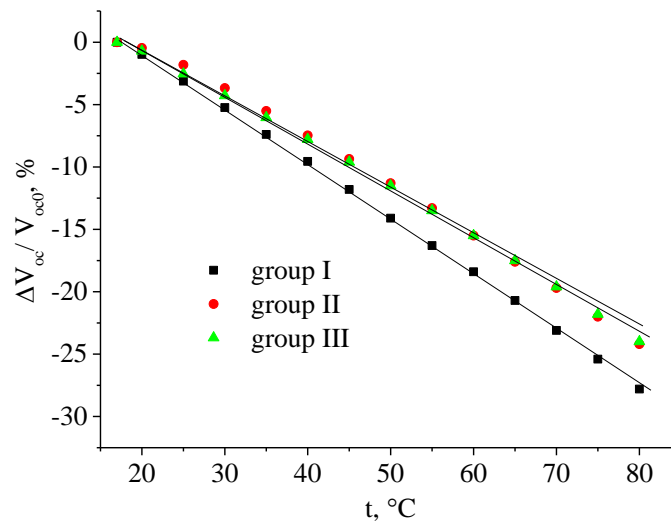


Figure 2. Temperature dependence of the relative change in the open-circuit voltage of poly-Si PC from 17°C to 80 °C

**Conclusions.** Based on the results obtained, it can be argued that additional doping with impurity nickel atoms leads to an improvement in the parameters  $V_{oc}$  and  $j_{sc}$ , while the most significant increase is observed in the samples of group III. In addition, doping with nickel poly-Si PC changes the temperature sensitivity of the parameters  $V_{oc}$  and  $j_{sc}$ . Thus, the formation of a nickel-enriched layer in the near-surface region near the p-n junction of poly-Si-based PC opens up new possibilities for creating silicon photocells with increased efficiency. Revealing the mechanism of the influence of nickel atoms on the photoelectric properties of PC based on poly-Si requires further research.

### References

1. L.C. Andreani, A. Bozzola, P. Kowalczewski, M. Liscidini, L. Redorici. Silicon solar cells: toward the efficiency limits//Advances in Physics: 4, 1, 1548305. (2018)
2. Bakhadyrkhanov M. K., Isamov S. B., Kenzhaev Z. T., Koveshnikov S. V., Studying the effect of doping with nickel on silicon-based solar cells with a deep p-n-junction// Technical Physics Letters. 45(10), pp. 959–962 (2019).
3. M. Ya. Bakirov. Photoelectric and radiation characteristics of silicon solar elements under elevated illuminations and temperatures// Semiconductors, 31, 5, pp. 520-522(1997).
4. M.R. Akhmedov, A.G. Bideev, V.V. Sazonov, I.I Khamits. Experimental research of the temperature effect on the solar arrays output power using telemetry of progress ms spacecraft//space engineering and technologies. 4, 23, pp. 62-69, (2018)
5. E. Skoplaki, J.A. Palyvos. On the temperature dependence of photovoltaic module electrical performance: a review of efficiency, power correlations//Solar Energy, 83, pp. 614–624, (2009).

### ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НА ПАРАМЕТРИ ПОЛІКРИСТАЛІЧНИХ КРЕМНІЙОВИХ СОНЯЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ, ЛЕГОВАНИХ НІКЕЛЕМ

К. А. Ісмаїлов, Є. Ю. Косбергенов

Каракалпакський державний університет імені Бердах, 230112, Нукус, Узбекистан  
kanatbay.ismailov@gmail.com, ernazar.kosbergenov@gmail.com

**Анотація.** Показано, що легування лицьової сторони сонячної батареї на основі полікристалічного кремнію нікелем призводить до збільшення значень щільності струму короткого замикання та напруги розімкнутого ланцюга. Також у цих елементах із підвищенням температури фотострум зростає сильніше, а напруга розімкнутого ланцюга зменшується слабше.

**Ключові слова:** полікристалічний кремній, нікель, фотоелемент, легування.

## ПРОГНОЗУВАННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ В УМОВАХ ЛОКАЛІЗАЦІЇ ДЕФОРМАЦІЇ ПРИ ОДНООСНОМУ РОЗТЯГУ ТА КРУЧЕННІ

Т. Ф. Архіпова, М. І. Побережний

Вінницький національний технічний університет

м. Вінниця, Україна, Хмельницьке шосе, 95, [tfarhipova@gmail.com](mailto:tfarhipova@gmail.com)

**Анотація.** Розглянуто особливості, які виникають при побудові діаграм пластичності в умовах одноосного розтягу та кручення. Запропоновано алгоритм побудови діаграм пластичності в інтервалі змін показника напруженого стану від 0 до 2 на прикладі конструкційних сталей. Розроблено методику розрахунку граничних деформацій в області шийкоутворення. На прикладі побудови діаграми пластичності сталі Ст3 показано кількісний вплив основних факторів на величину граничної деформації.

**Ключові слова:** обробка металів тиском, гранична деформація, діаграма пластичності, феноменологічні критерії руйнування, показники напруженого стану

Оцінка граничної деформації при руйнуванні досі залишається дискусійним питанням [1-3]. В умовах пластичного деформування зразків з матеріалів, руйнуванню яких передують локалізація деформацій у вигляді «шийкоутворення», на величину граничної деформації  $\epsilon_p(\eta=1)$  має вплив об'ємність схеми напруженого стану. В якості показника напруженого стану В. А. Огородніковим в роботі [4] запропоновано показник, який враховує вплив третього інваріанту тензора напружень на пластичність в умовах локалізації деформацій. В області зміни показника напруженого стану від 0 до 1 третій інваріант тензора напружень підвищує пластичність (рис. 1) у порівнянні з діаграмою пластичності, яка побудована в умовах  $I_3(T_\sigma)=0$ .

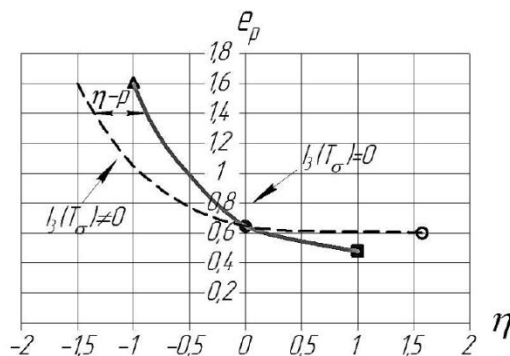


Рис. 1 Діаграма пластичності сталі 20

При сталому значенні показника напруженого стану  $\eta = \text{const}$  пластичність також підвищує градієнт деформацій. Вплив градієнта деформацій підтверджено експериментально випробуванням зразків з квадратним та прямокутним поперечним перерізом. У такий спосіб різне значення градієнта деформацій досягається за рахунок зміни розмірів поперечного перерізу. На основі обробки експериментальних даних виходячи з даних теорії дифузії дислокацій висунуто гіпотезу про те, що при  $\eta = \text{const}$  інтенсивність деформацій є пропорційною щільності дислокацій. Апроксимація експериментальних даних за виразом

$$e_p = 0.5(\text{grad } e_u)^{0.31}$$

дозволяє визначити значення сталих процесу дифузії.

У такий спосіб отримані результати дозволяють врахувати вплив градієнта деформації при побудові діаграми пластичності. Особливості, які виникають при побудові діаграми пластичності в умовах одноосного розтягу ( $\eta=1$ ) та кручення ( $\eta=0$ ), досліджено на прикладі сталі Ст3 (оскільки руйнуванню зразків, виконаних з цієї сталі, передує локалізація деформації у вигляді «шийки»). Різні показники ступенем деформації  $\delta$  дозволили визначити геометричні параметри та характеристики зразків (Табл.). Розрахунок граничної деформації виконано за виразом, який враховує радіус контура шийки та діаметр перерізу циліндричного зразка на певній відстані від мінімального діаметру шийки. Розрахунок за цим виразом дає меншу величину пластичності, що цілком відповідає фізичним уявленням про спадання пластичності з відповідним зростанням показника  $\eta$ .

Таблиця – Геометричні параметри та характеристики зразків

N обр.	$l$ , мм	$h$ , мм	$d_{ш}$ , мм	$d_0$ , мм	$d_{ум.}$ , мм	$l_0$ , мм	$\delta$ , %	$R$ , мм	$r$ , мм	$e_p$	$d_{пред}$	$e_p$
1	12	4,675	5,1	9,61	8,00	9,926	20,9	11,58	1,3	1,27	5,9	0,975
2	14	1,1	6,1	9,61	8,05	9,926		22,82	1,19	0,91	6,35	0,829
3	16	1	7,7	9,61	8,45	9,926		34	1,165	0,443	7,27	0,558

Пояснення ґрунтується на аналізі впливу трьох факторів. Перші з цих двох факторів названо вище – градієнт деформацій та третій інваріант тензора напружень. Третій фактор – це історія деформування. Вплив цього фактору запропоновано враховувати як коефіцієнт, який може бути визначеним за виразом:

$$\omega = \frac{e_p(\eta)}{e_p(\eta = \text{const})}$$

Це дозволило пояснити причину підвищеного значення пластичності, отриманого в теоретичних розрахунках, у порівнянні з експериментальними даними при випробуванні зразків в умовах простих навантажень (розтяг, кручення).

Висновок. На прикладі побудови діаграм пластичності показано кількісний вплив основних факторів на величину граничної деформації в шийці при одноосному розтягу. Сумарне значення надлишку граничної деформації складає 30...35%.

### Література

1. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. / Н. Н. Малинин. – М. : Машиностроение, 1997. – 176 с.

2. Дель Г. Д. Технологическая механика / Г. Д. Дель. – М. : Машиностроение, 1978. – 174 с.
3. Яковлев С. С. Механика процессов деформирования анизотропных материалов. Тезисы конференции «Металлофизика, механика материалов, наноструктур и процессов деформирования. Металлдеформ – 2009», Самара, 03-05 июня 2019 г. С. 347-357.
4. Огородников В. А. Деформируемость и разрушение металлов при пластическом формоизменении./ В. А. Огородников. – Киев: УМК ВО, 1989. – 152 с.

## PREDICTION OF PLASTICITY IN THE CONDITIONS OF LOCALIZATION OF DEFORMATION WITH UNIAXIAL TENSION AND TORSION

**T. F. Arkhipova, M. I. Poberezhnyy**

Vinnytsia National Technical University, Vinnytsia

**Abstract.** *The peculiarities that arise when constructing diagrams of plasticity in the conditions of tension and torsion are considered. An algorithm for constructing plasticity diagrams in the range of changes in the stress state index from 0 to 2 on the example of structural and tool steels is proposed. The method of calculation of boundary deformations in the field of cervical formation is developed. On the example of construction of the diagram of plasticity of steel Cm3 the quantitative influence of the basic factors on size of limiting deformation is shown.*

**Keywords:** pressure treatment of metals, ultimate deformation, plasticity diagram, phenomenological criteria of fracture, stress indicators.

## MODEL OF A CLUSTER OF NICKEL IMPURITY ATOMS IN A SILICON CRYSTALLINE LATTICE

**K. A. Ismailov<sup>1</sup>, B. K. Ismaylov<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Karakalpak State University, Nukus,*

<sup>2</sup>*Tashkent State Technical University, Tashkent*

On the basis of the obtained experimental results, a new phenomenon of diffusion of clusters of impurity nickel atoms in silicon was established [1,2]. The established diffusion of clusters of impurity nickel atoms is of certain scientific interest, since until now in the literature there were no physical models of diffusion of the clusters of impurity nickel atoms themselves, which take into account the structure, composition, and number of atoms in the clusters. Controlling the state and distribution of clusters of impurity nickel atoms in the silicon crystal lattice makes it possible to create a new class of semiconductor material with unique functional capabilities, as well as to create a new class of devices for optoelectronics, microelectronics and solar energy on its basis. Experimental data show that during heat treatment of samples in the temperature range  $T=700\div 900$  °C, the clusters are ordered. This phenomenon cannot be explained without the displacement of the clusters from their initial states, i.e. their diffusion in the silicon crystal lattice. Thus, a very interesting and new physical phenomenon is observed - the diffusion of clusters, which makes it possible to control their state in the silicon crystal lattice. To elucidate the diffusion mechanism of clusters of impurity nickel atoms, it was necessary to determine the composition of the clusters obtained. The composition of the clusters of impurity nickel atoms was determined using the modern method of energy dispersive X-ray spectroscopy EDS. As shown by the results of the study,

such clusters contain Ni → 18%, O<sub>2</sub> → 18%, Si → 74%. This means that the cluster is a piece of silicon enriched with nickel and oxygen atoms. Therefore, it can be assumed that, during the formation of clusters, the crystal structure of silicon is not significantly destroyed during the formation of a cluster. The cluster consists of interstitial nickel and oxygen atoms, which form a sublattice in the crystal lattice of silicon with a specific structure. This makes it possible to explain the diffusion of clusters of impurity nickel atoms with a very high diffusion coefficient. Since nickel atoms are bonded to oxygen atoms in clusters, being in interstitial positions in the lattice at a certain temperature, they move synchronously with all cluster atoms. This makes it possible not only to provide a thermodynamically more favorable state of clusters in the silicon lattice, but also provides a low free energy, i.e. the most favorable state of the system. This is evidenced by the appearing peaks on the X-ray diffraction pattern, which indicate that the region around the cluster of nickel atoms has a crystalline structure.

The diffusion coefficient of the clusters of impurity nickel atoms was calculated, taking into account their density ( $S \sim 10^6 \text{ cm}^2$ ) and the distance between them. Then the diffusion coefficient of the cluster is  $D \approx 1.2 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ , although this value is almost 1.5÷2 orders of magnitude less than the diffusion coefficient of nickel atoms at a temperature of  $T=800 \text{ }^\circ\text{C}$ , it shows that clusters of impurity nickel atoms diffuse in the silicon crystal lattice with an anomalously high diffusion coefficient.

According to the proposed structure, the clusters were modeled in the Avagadro and Chem3 Dvisualiser programs, where the 3D structure of the cluster formed in the sublattice of the silicon crystal lattice was investigated (Fig. 1). At the same time, based on the calculation, the distances R between interstitial atoms inside the cluster ( $R_{\text{O-Ni}} \sim 4 \text{ \AA}$ ,  $R_{\text{O-O}} \sim 4.56 \text{ \AA}$ ,  $R_{\text{Ni-Ni}} \sim 4.56 \text{ \AA}$ ,  $R_{\text{Si-Si}} \sim 2.34 \text{ \AA}$ ,  $R_{\text{Ni-Si}} \sim 5 \text{ \AA}$ ). The created model of the cluster is not only in good agreement with the experimental results obtained, but also explains the diffusion of clusters of impurity nickel atoms in silicon.

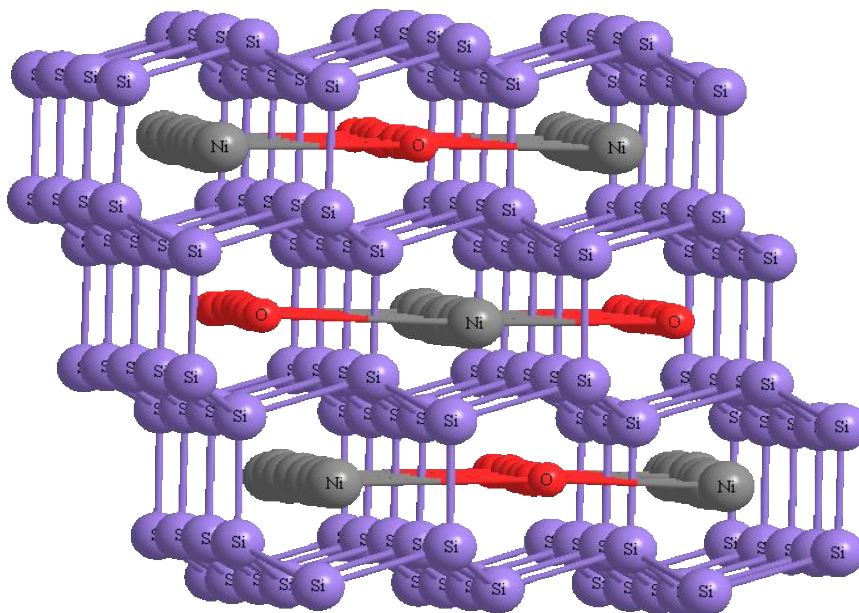


Fig. 1. Sublattice of clusters of impurity nickel atoms in the crystal lattice of silicon

Thus, the experimental results obtained, as well as the proposed physical model of the structure of clusters of nickel atoms, show that not only a new physical phenomenon has been discovered - the diffusion of clusters of impurity atoms in semiconductors, but also the possibility

of controlling the state of these clusters in a semiconductor. This makes it possible to create a new class of photonic materials with bulk superlattices based on semiconductors with ordered clusters, which has unique functional capabilities for creating a new generation of optoelectronic, nanoelectronic, photoelectric devices and sensors of physical quantities. A more comprehensive study of their physical properties can open a number of new physical phenomena that do not exist not only in doped semiconductor materials, but also in semiconductors with clusters of impurity atoms.

### **References**

1. Zikrillaev N.Z., Ismaylov B.K., Isamov S.B., Tachilin S.A. Increasing the thermal stability of silicon during the formation of clusters of impurity nickel atoms // *Physics of semiconductors and microelectronics*. 2019. No. 5. p. 45-52.
2. Bakhadir Khanov M.K., Tachilin S.A., Ismailov B.K. Diffusion of clusters of impurity nickel atoms in the crystal lattice of silicon // *Modern trends in the development of modern physics of semiconductors: problems, achievements and prospects*. 2020.p. 13-18.

**ДАНИ ПРО АВТОРІВ**  
**LIST OF AUTHORS**

**Anento Napoleon** – Ph.D., Associate Professor, Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona, Spain

**Chlup Zdeněk** – Ph.D., Researcher, Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

**Coupeau Christophe** – Ph.D., Professor, Institut Pprime-CNRS, Chasseneuil du Poitou, France

**Daliev Shakhrukh** – Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan

**Fayzullaev Kakhramon** – PhD student at the Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan, Tashkent, Uzbekistan

**Fehér Alexander** – Director Institute of Physics, Safarik University, professor, DrSc., Institute of Physics, Safarik University in Kosice, Slovakia

**Gautier Romain** – Ph.D. Student, CEMES – CNRS, Toulouse, France

**Goncharenko Anatoliy** – Institute of Semiconductor Physics, NAS of Ukraine

**Gröger Roman** – Ph.D., Associate Professor, Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

**Groma István** – Ph.D., Professor, Eötvös Loránd University, Budapest, Hungary

**Harcuba Petr** – Ph.D., Research Scientist, Faculty of Mathematics and Physics, Charles University, Prague, Czech Republic

**Holzer Jakub** – Ph.D. Student, Central European Institute of Technology and Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

**Hyung Seop Kim** (Хуанг Сеоп Кім) – Professor, Ph.D., Department of Materials Science and Engineering, Pohang University of Science and Technology, 77 Cheongam-Ro. Nam-Gu. Pohang. Gyeongbuk. Korea 37673 (відділ Матеріалознавства та інженерії Науково-технологічного університету Поханга (POSTECH), Республіка Корея)

**Hyung Seop Kwon** (Хуанг Сеоп Квон) – Ph.D. Candidate, Department of Materials Science and Engineering, Pohang University of Science and Technology 77 Cheongam-Ro. Nam-Gu. Pohang. Gyeongbuk. Korea 37673 (відділ Матеріалознавства та інженерії Науково-технологічного університету Поханга (POSTECH), Республіка Корея)

**Ispánovity Péter Dusán** – Ph.D., Assistant Professor, Eötvös Loránd University, Budapest, Hungary

**Jong Un Moon** (Йонг Юн Мун) – Research fellow, Ph.D., Department of Materials Science and Engineering, Pohang University of Science and Technology, 77 Cheongam-Ro. Nam-Gu. Pohang. Gyeongbuk. Korea 37673 (відділ Матеріалознавства та інженерії Науково-технологічного університету Поханга (POSTECH), Республіка Корея)

**Knapek Michal** – Ph.D., Research Scientist, Faculty of Mathematics and Physics, Charles University, Prague, Czech Republic

**Komanisky Vladimir** – PhD, Associate Professor, Institute of Physics, Safarik University in Kosice, Slovakia

**Král Lubomír** – Ph.D., Researcher, Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

**Kruml Tomáš** – Candidate of Sciences, Professor, Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

**Kushnir Kostiantyn** – Ph.D. Student, Central European Institute of Technology and Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

**Kvashin Nikolai** – Ph.D. Student, Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona, Spain

**Legros Marc** – Ph.D., Research Director, CEMES – CNRS, Toulouse, France



**Máthis Kristián** – Doctor of Sciences, Professor, Faculty of Mathematics and Physics, Charles University, Prague, Czech Republic

**Olimbekov Zafar** – Scientific Researcher at the Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan

**Ostapovets Andriy** – Ph.D., Researcher, Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

**Paluanova Anifa** – PhD student at the Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan

**Pinc Jan** – Ph.D. Student, Institute of Physics, Czech Academy of Sciences, Prague, Czech Republic

**Rakhmanov Dilmurod** - PhD student at the Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan

**Serra Anna** – Ph.D., Professor, Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona, Spain

**Shylenko Oleg** – PhD, Faculty of Science, Safarik University Kosice, Slovakia

**Šiška Filip** – Ph.D., Researcher, Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

**Ugi Dávid** – Ph.D. Student, Eötvös Loránd University, Dept. Materials Physics Budapest, Hungary

**Utamuradova Sharifa** – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor Institute of Semiconductor Physics and Microelectronics at the National University of Uzbekistan, Tashkent, Uzbekistan

**Vatazhuk Olena** – Cand. Sci. in Physics and Mathematics, Junior Researcher, Department of Real Crystal Physics, Institute for Low Temperature Physics and Engineering of the NAS of Ukraine

**Verma Ritu** – Ph.D. Student, Central European Institute of Technology and Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

**Yuldoshev Ulugbek** – Master student at the National University of Uzbekistan, Tashkent, Uzbekistan

**Абдикамалов Бахтияр Абдиразакович** – профессор кафедры физики Каракалпакского государственного университета имени Бердаха, Нукус, Узбекистан

**Архіпова Тетяна Федорівна** – канд. техн. наук, доцент кафедри опору матеріалів та прикладної механіки, Вінницький національний технічний університет

**Асенбаева Далорис Адилбай кызы** – студентка, Нукусский филиал Ташкентского университета информационных технологий

**Біланіч Василь Віталійович** – здобувач вищої освіти, СВО магістра, Ужгородський національний університет, Ужгород

**Біланіч Віталій Степанович** – канд.фіз.-мат. наук, доцент, Ужгородський національний університет, Ужгород

**Білошенко Віктор Олександрович** – директор, проф., д.т.н., Донецький фізико-технічний інститут ім. О.О. Галкіна НАН України, Київ, Україна

**Білюк Анатолій Іванович** – канд. фіз.-мат. наук, доцент, Вінницький державний педагогічний університет імені Михайла Коцюбинського, м. Вінниця

**Бочечка Олександр Олександрович** – д-р. техн., наук, старший науковий співробітник, заступник директора з наукової роботи, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України

**Венгер Євген Федорович** – д-р. фіз.-мат. наук, чл.-кор. НАН України, зав. відділом, Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України, м. Київ

**Вербіло Дмитро Григорович** – ст.н.с., к.ф.-м.н., Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, Україна

**Гарашенко Віктор Володимирович** – к.ф.-м.н., с.н.с., завідувач лабораторії Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

**Гладковська Олександра Володимирівна** – провідний інженер, Інститут ядерних досліджень НАН України, м. Київ, Україна

**Гладковський Володимир Володимирович** – молодший науковий співробітник, Інститут ядерних досліджень НАН України

**Григорова Тетяна Володимирівна** – старший науковий співробітник відділу фізики реальних кристалів Фізико-технічного інституту низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України, кандидат фізико-математичних наук

**Заболотний Володимир Федорович** – доктор педагогічних наук, професор, завідувач кафедри фізики і методики навчання фізики, астрономії, Вінницький державний педагогічний університет імені Михайла Коцюбинського

**Зубов Едуард Євгенович** – доктор фіз.-мат. наук, старший науковий співробітник, головний науковий співробітник, Донецький національний університет ім. Василя Стуса, Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Вінниця

**Іващишин Федір Олегович** – доктор технічних наук, головний науковий співробітник кафедри прикладної фізики і наноматеріалознавства Національного університету "Львівська політехніка".

**Ісмайлов Байрамбай Канатбаєвич** – доктор філософії з фізико-математичних наук, ст. викладач, Ташкентський технічний університет ім. І. Карімова, Ташкент, Узбекистан

**Ісмайлов Канатбай Абдреймович** – доктор фіз.-мат. наук, професор, зав. кафедрою фізики напівпровідників, Каракалпакський державний університет ім. Бердаха, Узбекистан

**Кенжаєв Заир Таирович**, базовий докторант (аспірант) 3-го курсу кафедри фізики напівпровідників, Каракалпакський державний університет ім. Бердаха, Узбекистан

**Кислюк Віктор Віталійович** – доцент; кандидат фіз.-мат. наук; старший науковий співробітник відділу Фізики міцності та руйнування матеріалів; Інститут металофізики імені Г.В.Курдюмова НАН України

**Ковальов Віктор Андрійович** – канд. техн. наук, доцент НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ

**Ковальов Сергій Вікторович** – канд. техн. наук, науковий співробітник Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, м. Київ

**Косбергенов Ерناзар Юсупович** – базовий докторант (аспірант) 2-го курсу кафедри фізики напівпровідників, Каракалпакський державний університет ім. Бердаха, Узбекистан

**Костін Євгеній Георгієвич** – наук. спів., Інститут ядерних досліджень НАН України

**Котречко Сергій Олексійович** – професор; доктор фіз.-мат. наук; зав. відділу Фізики міцності та руйнування матеріалів, керівник центру колективного користування приладами «Дослідження механічних властивостей» НАН України; Інститут металофізики імені Г.В. Курдюмова НАН України

**Курікеру Галина Іванівна** – аспірант, Бельцький державний університет імені Алеку Руссо, республіка Молдова

**Куц Ольга Василівна** – аспірантка, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна

**Лазаренко Михайло Васильович** – канд. фіз.-мат. наук, доцент кафедри фізики, Національний університет харчових технологій, Київ

**Лисий Михайло Вікторович** – канд. фіз.-мат. наук, доцент, Вінницький національний технічний університет, Вінниця

**Максимич Віталій Миколайович** – аспірант кафедри прикладної фізики і наноматеріалознавства Національного університету "Львівська політехніка"

**Мозговий Олександр Васильович** – канд. техн. наук, доцент, Вінницький державний педагогічний університет імені Михайла Коцюбинського

**Мордюк Богдан Миколайович** – доктор фіз.-мат. наук, старший науковий співробітник, зав.відділом, Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України

**Недибалюк Анатолій Федорович** – асистент кафедри загальної фізики, Вінницький національний технічний університет, Вінниця.

**Олійнич-Лисюк Алла Василівна** – кандидат фіз.-мат. наук, старший науковий співробітник, доцент, Чернівецького національного університету ім. Ю. Федьковича

**Паль-Валь Павло Павлович** – д-р. фіз.-мат. наук, зав. відділом, старший науковий співробітник, Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАНУ

**Пилипенко Андрій Миколайович** – молодший науковий співробітник, Донецький фізико-технічний інститут ім. А.А. Галкіна НАНУ

**Побережний Михайло Іванович** – канд. техн. наук, доцент, Вінницький національний технічний університет, Вінниця, Україна

**Полозов Борис Павлович** - провідний інженер, Інститут ядерних досліджень НАН України

**Полушкін Юрій Олександрович** – кандидат технічних наук; старший науковий співробітник відділу Фізика міцності та руйнування матеріалів

**Попова Тетяна Віталіївна** – к.т.н., Державне підприємство "Український науково-дослідний інститут вагобудування", Кременчук, Україна

**Прокопенко Георгій Іванович** – доктор техн. наук, професор, старший науковий співробітник, провідний науковий співробітник, Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України

**Равшанов Юлдашали Рузимбердиевич** – базовий докторант (аспірант) 3-го курсу кафедри фізики напівпровідників і мікроелектроніки при Національному університеті Узбекистану, Ташкент, Узбекистан

**Раранський Микола Дмитрович** – доктор фіз.-мат. наук, професор, Чернівецького національного університету ім.Ю.Федьковича

**Різак Василь Михайлович** - доктор фіз.-мат.наук, професор, завідувач кафедри Ужгородського національного університету

**Рокицька Галина Василівна** – аспірант, Національний педагогічний університет імені М.П. Драгоманова імені М.П. Драгоманова

**Рокицький Максим Олександрович** – канд. фіз.-мат. наук, доцент Національний педагогічний університет імені М.П. Драгоманова імені М.П. Драгоманова

**Савченко Богдан Михайлович** – проф., д.т.н., Київський національний університет технологій та дизайну, Київ, Україна

**Сайчук Віктор Михайлович** – асистент кафедри фізики, Вінницький національний технічний університет, Вінниця, Україна

**Семеренко Юрій Олександрович** – кандидат фіз.-мат. наук, науковий співробітник відділу фізики реальних кристалів ФТІНТ ім. Б.І. Веркіна НАН України

**Сідорко Володимир Ігорович** – доктор техн. наук, доцент, старший науковий співробітник Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, м. Київ

**Січкач Тарас Григорович** – канд. фіз.-мат. наук, професор кафедри загальної та прикладної фізики, Національний педагогічний університет імені М.П.Драгоманова

**Сова Надія Володимирівна** – канд. техн. наук, доцент, Київський національний університет технологій і дизайну, м. Київ

**Статов Віктор Анатолієвич** – канд. фіз.-мат. наук, доцент, старший науковий співробітник, Каракалпакський державний університет імені Бердаха, Узбекистан

**Султанов Ансатбай Жаксылыкович** – магістрант, Каракалпакський державний університет імені Бердаха.

**Табачнікова Олена Дмитрівна** – старший науковий співробітник відділу фізики реальних кристалів Фізико-технічного інституту низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України, кандидат фізико-математичних наук

**Тагаєв Марат Баймуратович** – д-р. техн. наук, професор, проректор по науковій роботі, Каракалпакський державний університет імені Бердаха, Узбекистан

**Ташук Олександр Юрійович** – канд. фіз.-мат. наук, викладач коледжу Чернівецького національного університету ім.Ю.Федьковича

**Ташук Роман Юрійович** – здобувач вищої освіти, СВО магістра, кафедра ФТТ, ІФТКН, Чернівецького національного університету ім.Ю.Федьковича

**Тітов Андрій В'ячеславович** – канд. техн. наук, доцент, Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського

**Тітов В'ячеслав Андрійович** – д-р. техн. наук, професор, завідувач кафедри механіки пластичності матеріалів та ресурсозберігаючих процесів, Механіко-машинобудівний інститут, Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського"

**Трачевський Володимир Васильович** – старший дослідник; кандидат хім. наук.; провідний науковий співробітник, зав. лабораторії Синтезу та діагностики наносистем; Технічний центр НАН України

**Утемуратова Хушніда Юсупбековна** – базовий докторант 1 -го курсу (аспірантка) кафедри фізики напівпровідників КГУ ім. Бердаха

**Федорович Олег Антонович** – канд.фіз.-мат. наук зав. відділом, старший науковий співробітник, Інститут ядерних досліджень НАН України

**Філатов Юрій Данилович** – д-р. техн. наук, професор, провідний науковий співробітник Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ

**Цибаньов Георгій Васильович** – канд. техн. наук, професор, зав. відділом, Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренко НАН України, Київ

**Чернієнко Олександр Іванович** – канд. техн. наук, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН

**Чишко В'ячеслав Валерійович** – канд. техн. наук, старший науковий співробітник, Донецький фізико-технічний інститут ім. А.А. Галкіна НАН України

**Шаповалов Юрій Олексійович** – молодший науковий співробітник відділу фізики реальних кристалів Фізико-технічного інституту низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України

**Шарагов Василь Андрійович** – завідувач лабораторією фізичної та екологічної хімії, д-р хім. наук, канд. техн. наук, доцент, Бельцький державний університет імені Алеку Руссо, республіка Молдова

**Шарибасєв Муратбай Бурибасєвич** – канд. фіз.-мат. наук, доцент, зав. кафедрою електроенергетики, Каракалпакський державний університет імені Бердаха, Узбекистан

**Швець Роман Ярославович** – кандидат технічних наук, завідувач лабораторії кафедри прикладної фізики і наноматеріалознавства Національного університету "Львівська політехніка"

**Шиванюк Владислав Миколайович** – д-р. фіз.-мат. наук, зав. від. Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Київ

**Широков Володимир Володимирович** – д-р. техн. наук, професор кафедри матеріалознавства Українська Академія друкарства

**Шумілін Сергій Едуардович** – старший науковий співробітник відділу фізики реальних кристалів Фізико-технічного інституту низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України, кандидат фізико-математичних наук

**Шут Микола Іванович** – д-р. фіз.-мат. наук, професор, академік НАПН України, зав. кафедри загальної фізики, Національний педагогічний університет ім. М.П.Драгоманова

## ЗМІСТ

<b>СЕКЦІЯ 1. РЕЛАКСАЦІЙНІ ЯВИЩА У МЕТАЛАХ І СПЛАВАХ</b>	<b>3</b>
THERMOACTIVATED DISLOCATION MOTION IN PURE Mg: DATA OF THE LOW-TEMPERATURE ACOUSTIC EXPERIMENT <b>Pal-Val P.P. , Vatazhuk O.M. , Ostapovets A.A. , Král L., Pinc J.</b>	3
ON THE DYNAMICS OF TWINNING IN MAGNESIUM MICROPILLARS <b>Máthys Kristián, Knapek Michal, Šiška Filip, Harcuba Petr, Ugi Dávid, Ispánovity Péter Dusán, Groma István</b>	7
ON THE MECHANISM OF TWINNING IN BODY-CENTERED CUBIC METALS <b>Holzer J., Gröger R., Chlup Z., Kruml T.</b>	7
TWIN BOUNDARIES IN BCC METALS AND THEIR INTERACTION WITH CRYSTAL DISLOCATIONS <b>N. Kvashin* , A. Serra, N. Anento</b>	9
GRAIN BOUNDARY PLASTIC MECHANISMS IN POLYCRYSTALS – FOCUS ON SHEAR COUPLED GRAIN BOUNDARY MIGRATION <b>Gautier R., Coupeau C., Legros M.</b>	11
THE MIGRATION OF $\{11\bar{2}6\}$ TWIN BOUNDARY IN Mg: AN ATOMISTIC STUDY <b>Verma R., Král L., Ostapovets A.</b>	12
INTERACTION OF MIGRATING TWIN BOUNDARIES WITH OBSTACLES IN MAGNESIUM <b>Ostapovets A., Kushnir K., Mathis K. and Šiška F.</b>	13
ПРО ОСОБЛИВОСТІ РЕЛАКСАЦІЇ МЕХАНІЧНИХ НАПРУЖЕНЬ В ЧАСТКОВО АУКСЕТИЧНИХ МАТЕРІАЛАХ У ПРОЦЕСІ ЇХ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ <b>Раранський М.Д., Олійнич-Лисюк А.В., Ташук Р.Ю., Ташук О.Ю.</b>	14
ВПЛИВ ТЕРМОЦИКЛЮВАННЯ НА СУБСТРУКТУРУ СПЛАВІВ Al-Cu ТА Al-Cu-Zn <b>Білюк А.І., Широков В.В., Мозговий О. В., Лисий М.В.</b>	17
ОЦІНКА ПОШКОДЖУВАНOSTІ МЕТАЛІВ ЗА ВЕЛИЧИНОЮ РОЗСИЮВАННЯ НИМИ МЕХАНІЧНОЇ ЕНЕРГІЇ <b>Мозговий О. В., Тітов В. А., Тітов А. В.</b>	20
ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОДІЇ НИЗЬКОЕНЕРГЕТИЧНИХ ІОНІВ ГЕЛІЮ З ПОВЕРХНЕЮ ТАНТАЛОВОЇ ФОЛЬГИ <b>Гладковський В.В., Гладковська О.В., Костін Є.Г., Недибалюк А.Ф., Полозов Б.П., Федорович О.А.</b>	23

<b>СЕКЦІЯ 2. РЕЛАКСАЦІЙНІ ПРОЦЕСИ У МАТЕРІАЛАХ ЗІ СКЛАДНОЮ МОРФОЛОГІЄЮ: КОМПЗИТИ, ПОЛІМЕРИ, НАНОСТРУКТУРНІ І АМОΡФНІ МАТЕРІАЛИ</b>	26
ANALYTICAL MODELS OF THERMAL AND ELECTRICAL CONDUCTIVITIES OF RANDOM COMPOSITES <b>Goncharenko A.V. and Venger E.F.</b>	26
INFLUENCE OF THE TOPOLOGICAL AND INTERMOLECULAR FACTORS ON RELAXATION PROPERTIES OF ED-22 BASED POLYMERS <b>Shut M.I., Sichkar T.G., Rokytskyi M.O., Rokytska H.V.</b>	29
RELAXATION PHENOMENA IN ETHYLENE VINYL ACETATE UNDER UV RADIATION AND MECHANICAL LOAD <b>Kislyuk V.V., Shyvaniuk V.M., Trachevskij V.V., Polushkin Yu.O. and Kotrechnko S.O.</b>	32
ІНВЕРСНИЙ ЕФЕКТ БЛИЗЬКОСТІ В ГІБРИДНІЙ СТРУКТУРІ З ВИСОКОЮ ПРОЗОРИСТІЮ БАΡ'ЄРУ <b>Зубов Е.Є.*</b>	36
ФОРМУВАННЯ ПОЛІКРИСТАЛІВ ПІД ЧАС СПІКАННЯ ЗА ВИСОКОГО ТИСКУ АЛМАЗНИХ ПОРОШКІВ, СИНТЕЗОВАНИХ В СИСТЕМІ Mg–Zn–C <b>Бочечка О.О., Чернієнко О.І., Куц О.В., Гаращенко В.В.</b>	40
СТАНОВЛЕННЯ ТА РОЗВИТОК МЕТОДУ І ТЕХНОЛОГІЇ УЛЬТРАЗВУКОВОЇ УДАРНОЇ ОБРОБКИ <b>Прокопенко Г.І., Мордюк Б.М.</b>	43
МОДИФІКАЦІЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ МАЛОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ЕЛЕКТРОІСКРОВИМ ЛЕГУВАННЯМ І ВИСОКОЧАСТОТНИМ УДАРНИМ ОБРОБЛЕННЯМ ЗА ДОПОМОГОЮ УЛЬТРАЗВУКУ <b>Прокопенко Г.І., Мордюк Б.М., Попова Т.В.</b>	49
ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА ПРУЖНІ ТА ДИСИПАТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ СЕРЕДНЬОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ $Co_{17.5}Cr_{12.5}Fe_{55}Ni_{10}Mo_5$ <b>Семеренко Ю.О., Табачнікова О.Д., Григорова Т.В., Шумілін С.Е., Шаповалов Ю.О., Хуанг Сеоп Кім, Йонг Юн Мун, Хуанг Сеоп Квон</b>	56
АНАЛІЗ ЕФЕКТИВНОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ РІЗНИХ МЕТОДІВ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СКЛЯНОЇ ТАРИ <b>Шарагов В. А.</b>	59
ЗАСТОСУВАННЯ СИСТЕМНОГО АНАЛІЗУ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ФАКТОРІВ, ЩО ВПЛИВАЮТЬ НА МЕХАНІЧНУ МІЦНІСТЬ СКЛЯНОЇ ТАРИ <b>Шарагов В. А., Курікеру Г. І.</b>	63
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННЫХ ОБЛУЧЕНИЙ НА ОПТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭКСИТОННЫХ ОБЛАСТЕЙ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК ZNTE/GAAS <b>Шарибаев М., Асенбаева Д., Султанов А.</b>	66

GaSe<CS(NH <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> <C <sub>14</sub> H <sub>10</sub> >> КЛАТРАТ ІЄРАРХІЧНОЇ АРХІТЕКТУРИ, СИНТЕЗОВАНИЙ ПРИ ОСВІТЛЕННІ: ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗАСТОСУВАННЯ <b>Максимич В.М., Іващишин Ф.О., Швець Р.Я.</b>	69
СТРУКТУРНА РЕЛАКСАЦІЯ В КОМІРЧАСТИХ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛАХ НА ОСНОВІ ТЕРМОПЛАСТИЧНОГО ПОЛІУРЕТАНУ, ОДЕРЖАНИХ ЗД-ДРУКОМ <b>Білошенко В.О., Вербило Д.Г., Пилипенко А.М., Савченко Б.М., Сова Н.В., Чишко В.В.</b>	73
CHARGE RELAXATION IN CHALCOGENIDE FILMS UNDER ELECTRON BEAM IRRADIATION <b>Bilanych V.S., Shylenko O., Komanicky V., Feher A., Bilanych V.V., Rizak V.M.</b>	77
РЕЛАКСАЦІЙНІ ПРОЦЕСИ В РАДІАЦІЙНООПРОМІНЕНОМУ КАУЧУКУ <b>Заболотний В.Ф., Шут М.І., Січкач Т.Г., Рокицький М.О., Лазаренко М.В.</b>	78
ВПЛИВ ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ ПІД НАВАНТАЖЕННЯМ НА СУБСТРУКТУРНЕ ЗМІЦНЕННЯ МАТРИЦІ ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ АД <sub>1</sub> - В <b>Лисий М. В., Білюк А. І., Сайчук В. М.</b>	80
<b>СЕКЦІЯ 3. СТРУКТУРНА РЕЛАКСАЦІЯ У НАПІВПРОВІДНИКАХ І ДИЕЛЕКТРИКАХ</b>	82
ЗАКОНОМІРНОСТІ ВЗАЄМОДІЇ ПОЛІРУВАЛЬНОЇ ДИСПЕРСНОЇ СИСТЕМИ З ОБРОБЛЮВАНИМ МАТЕРІАЛОМ ПІД ЧАС ПОЛІРУВАННЯ ОПТИЧНИХ ПОВЕРХОНЬ <b>Філатов Ю.Д., Сідорко В.І., Ковальов С.В., Гаращенко В.В., Ковальов В.А.</b>	82
ОПТИМИЗИРОВАННАЯ ЭКВИВАЛЕНТНАЯ СХЕМА ЛАВИННЫХ ОПТОЭЛЕКТРОННЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ С УЧЕТОМ ДЕФЕКТНО- ИНДУЦИРОВАННОГО РАЗБРОСА ПАРАМЕТРОВ ОБЛАСТИ УМНОЖЕНИЯ <b>Абдикамалов Б.А., Тагаев М.Б., Статов В.А.</b>	85
ВЛИЯНИЕ Г-ОБЛУЧЕНИЯ НА ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА КВАНТОВЫХ ЯМАХ CDZNSE/ZNSE <b>Шарибаев М.Б., Тагаев М.Б.</b>	87
INFLUENCE OF ASSOCIATED STATES OF OXYGEN ON IR ABSORPTION IN SILICON DOPED WITH MOLYBDENUM <b>Daliev Sh.Kh., Paluanova A.D.</b>	89
INFLUENCE OF NANOSCALE DEFECT CENTERS IN THE SILICON VOLUME ON DEFECT FORMATION PROCESSES <b>Utamuradova Sh.B., Ismailov K.A., Utemuratova X.Y., Ravshanov Y.R.</b>	91
INFLUENCE OF IMPURITY COMPOSITION ON THE EFFICIENCY OF FORMATION OF RADIATION DEFECTS IN SILICON <b>Utamuradova Sh.B., Olimbekov Z.O., Rakhmanov D.A.</b>	92



THE PROCESSES OF INTERIMPURITY INTERACTION IN SILICON DOPED WITH CHROMIUM AND HOLMIUM <b>Utamuradova Sh.B., Fayzullaev K.M., Yuldoshev U.</b>	94
<b>СЕКЦІЯ 4. РОЗСІЮВАННЯ ЕНЕРГІЇ КОНСТРУКЦІЙНИМИ МАТЕРІАЛАМИ</b>	96
ВИКОРИСТАННЯ ЕНЕРГЕТИЧНОГО ПРЕДСТАВЛЕННЯ КРИВОЇ ВТОМИ ДЛЯ ПІДСУМОВУВАННЯ ВТОМНИХ ПОШКОДЖЕНЬ <b>Цибаньов Г.В.</b>	96
THE EFFECT OF NICKEL DOPING ON THE PARAMETERS OF SILICON SOLAR CELLS OBTAINED WITH VARIOUS IMPURITIES (P, B) <b>Ismailov K.A., Kenzhaev Z.T.</b>	98
INFLUENCE OF TEMPERATURE ON THE PARAMETERS OF POLYCRYSTALLINE SILICON SOLAR ELEMENTS DOPED WITH NICKEL <b>Ismailov K.A., Kosbergenov E.J.</b>	101
ПРОГНОЗУВАННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ В УМОВАХ ЛОКАЛІЗАЦІЇ ДЕФОРМАЦІЇ ПРИ ОДНООСНОМУ РОЗТЯГУ ТА КРУЧЕННІ <b>Архіпова Т. Ф., Побережний М. І.</b>	104
MODEL OF A CLUSTER OF NICKEL IMPURITY ATOMS IN A SILICON CRYSTALLINE LATTICE <b>Ismailov K.A., Ismaylov B.K.</b>	106
<b>Дані про авторів</b>	109

## Наукове видання

### МАТЕРІАЛИ VII МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

#### СТРУКТУРНА РЕЛАКСАЦІЯ У ТВЕРДИХ ТІЛАХ

Наведені результати наукових досліджень релаксаційних процесів і явищ у металах та сплавах, напівпровідниках і діелектриках, полімерах, високоентропійних сплавах, композиційних, наноструктурних та аморфних матеріалах, розсіювання механічної енергії конструкційними матеріалами, що доповідались на VII Міжнародній науково-практичній конференції “Структурна релаксація у твердих тілах”, яка відбулась у Вінницькому державному педагогічному університеті імені Михайла Коцюбинського 25 – 27 травня 2021 року.

#### Тематика конференції:

1. Релаксаційні явища у металах і сплавах
2. Релаксаційні процеси у матеріалах зі складною морфологією: композити, полімери, високоентропійні сплави, наноструктурні і аморфні матеріали
3. Структурна релаксація у напівпровідниках і діелектриках
4. Розсіювання енергії конструкційними матеріалами.

#### Conference topics:

1. Relaxation Phenomena in Metals and Alloys.
2. Relaxation Processes in Materials with Complex Morphology: Composites, Polymers, High-Entropy Alloys, Nanostructured and Amorphous Materials
3. Structural Relaxation in Semiconductors and Dielectric Crystals.
4. Energy Dispersion in Construction Materials.

Підписано до друку 26.04.2021  
Формат 64x90/16. Папір офсетний.  
Друк офсетний. Гарнітура Times New Roman.  
Друк. арк. 7,5. Умов. друк. арк. 6,98. Обл.-вид. арк. ??,??.  
Наклад 40 прим. Зам. № 3296/1.

Віддруковано з оригіналів замовника.  
ФОП Корзун Д.Ю.  
Свідоцтво про державну реєстрацію фізичної особи-підприємця  
серія В02 № 818191 від 31.07.2002 р.

Видавець ТОВ «ТВОРИ».  
Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи  
до Державного реєстру видавців, виготовлювачів і розповсюджувачів  
видавничої продукції серія ДК № 6188 від 18.05.2018 р.  
21034, м. Вінниця, вул. Немирівське шосе, 62а.  
21027, м. Вінниця, вул. Келецька, 51а, прим. 143.  
Тел.: 0 (800) 33-00-90, (096) 97-30-934, (093) 89-13-852, (098) 46-98-043.  
e-mail: info@tvoru.com.ua  
<http://www.tvoru.com.ua>