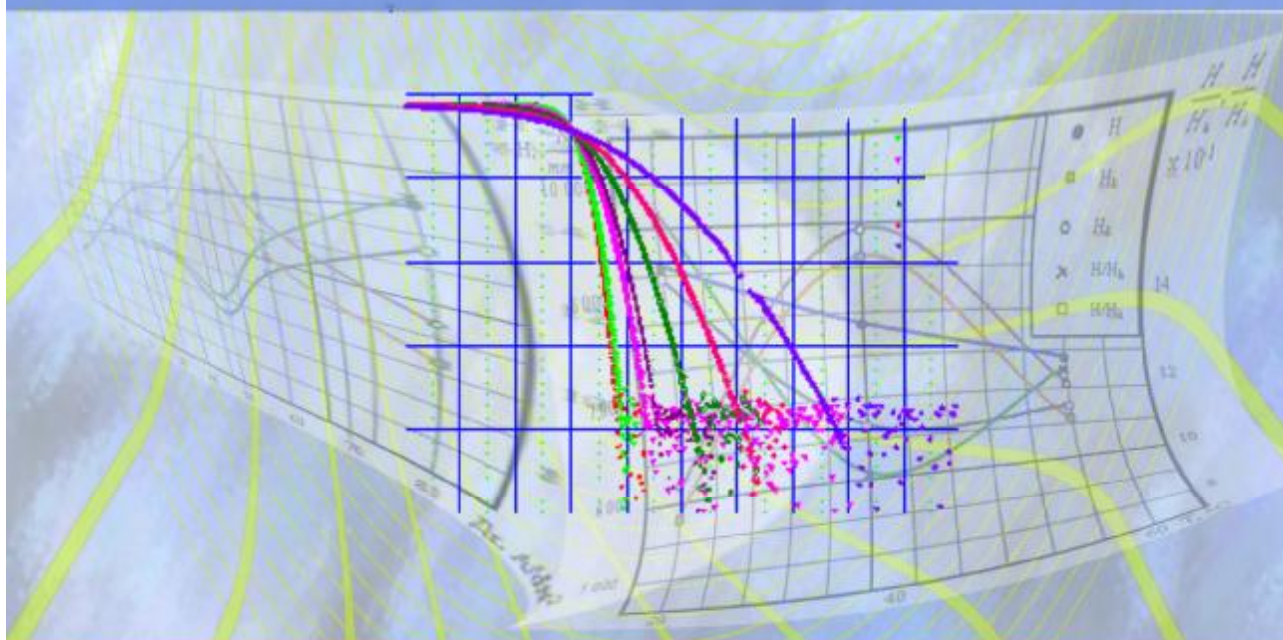




Fizică și Tehnică:

Procese, modele, experimente





UNIVERSITATEA DE STAT „ALECU RUSSO”

ISSN 1857-0437

FIZICĂ ȘI TEHNICĂ: **procese, modele, experimente**

**Revistă științifică a profilului de cercetare
„Proprietățile fizice ale substanțelor în diverse stări”**

2
2009

Bălți

Fondatorul: Universitatea de Stat „Alec Russo”

Anul fondării: 2006

**Colegiul de
redacție:**

Nicolae Filip, *Academician al Academiei Internaționale a Școlii Superioare, Universitatea „Alec Russo”, Moldova (redactor-șef)*
Valeriu Canțer, *Academician al A.Ș. din Moldova*
Alexandr Dikusal, *prof. dr. hab., Membru cor. al A.Ș. din Moldova*
Petru Stoicev, *conf. dr. hab., Universitatea Tehnică, Moldova*
Gheorghe Popa, *prof. dr., Universitatea „Al.I.Cuza”, România*
Valeriu Ureadov, *dr. hab., Inst.de Radiofizică, Nijnii Novgorod, Rusia*
Eugen Plohotniuc, *conf. dr., Universitatea „Alec Russo”, Moldova*
Virgil Cheptea, *conf. dr., Universitatea „Alec Russo”, Moldova*
Alexandru Balanici, *conf. dr., Universitatea „Alec Russo”, Moldova (secretar științific)*

Tehnoredactare: Alexandr Ojegov, *doctorand*

**Design și aspectul
paginii de titlu:** Ghenadie Cabac, *asist. univ.*

Redactori: Ala Sainenco, *conf. dr.*
Elena Sirota, *conf. dr.*
Lara Aladin, *lect. sup.*

Recenzenți: Simion Băncilă, *conf. dr., Universitatea „Alec Russo”, Moldova*
Pavel Pereteatcu, *l.sup. dr., Universitatea „Alec Russo”, Moldova*
Veaceslav Ursachi, *prof. dr. hab., Universitatea Tehnică, Moldova*
Virgil Cheptea, *conf. dr., Universitatea „Alec Russo”, Moldova*
Mihai Caraiman, *prof. dr. hab., Universitatea de Stat din Moldova*
Valentina Nicorici, *conf. dr., Universitatea de Stat din Moldova*
Valeriu Guțan, *conf. dr., Universitatea „Alec Russo”, Moldova*
Valerii Golubcov, *prof.dr.hab., Institutul de Chimie a Silicatelor, Rusia*

Adresa redacției: Universitatea de Stat „Alec Russo”,
str. Pușchin 38, 3100, Bălți, Republica Moldova
Tel.: (231)24561, fax: (231)33039
E-mail: TFMI.Decan@usb.md
<http://fizteh.usb.md>
<http://libruniv.usb.md/publicatie/fizteh.htm>

Tiparul: Tipografia Universității de Stat „Alec Russo”

© Universitatea de Stat „Alec Russo”,
Presa universitară bălțeană, 2009

ISSN 1857-0437

CUPRINS

<i>Ion Ababii, Efim Aramă, Ion Jeru, Vasile Jitari, Tatiana Shemyakova</i> Sensoari de radiație UV pentru ingineria bio-medicală.....	7
<i>Silvia Evtodiev, Dumitru Untila, Iulia Caraman, Delia Davidescu, Adrian Dafinei, Leonid Palachi</i> Spectroscopia FTIR a monoseleniurii de indiu în filme nanocristaline.....	17
<i>Igor Evtodiev, Dumitru Untila, Liviu Leontie, Iulia Caraman, Delia Davidescu, Adrian Dafinei, Leonid Palachi</i> Structura cristalină și transformările de fază ale compusului <i>GaSe</i> , dispersat mecanic și oxidat termic în atmosfera normală.....	26
<i>Silvia Evtodiev, Gheorghe Golubenco</i> Spectroscopia FTIR pentru analiza substanțelor organice în diverse stări.....	33
<i>Mihail Popa, Gheorghe Ioan Rusu</i> Cercetarea caracteristicii curent-tensiune pentru structurile de tip sandwich In-ZnSe-In.....	41
<i>Andrei Surdu, Vladimir Zdravkov, Adnan Awawdeh, Andrei Prepelitsa, Anatoli Sidorenko, G. Obermaier, Achim Wixforth, Horst Hahn, Thomas Koch</i> Vortex flow in MgB_2 films in deferent magnetic field with artificial pinning centers on their surface.....	45
<i>Roman Morari, Vladimir Zdravkov, Eugen Antropov, Adnan Awawdeh, Andrei Prepelitsa, Anatoli Sidorenko, Lenar Tagirov, Mihail Kupriyanov</i> Non monotonic behavior of superconducting critical temperature of Nb/CuNi films with a nanometer range of layer thickness.....	49
<i>Valeriu Gușan, Ion Olaru, Mihail Radcenco, Mihail Negritu, Andrei Cerneleanu</i> Principii de elaborare a convertorului de tensiune al laserului cu excimer XeCl.....	54
<i>Pavel Pereteatcu, Alexandr Ojegov, Dina Gertsricken, Vladimir Mazanko, Valentin Mikhailov</i> Cercetarea influenței procesului de aliere prin scînteii electrice asupra structurii de fază a acoperirilor din molibden pe oțel 20.....	63
<i>Petru Stoicev, Gheorghe Roșcovan, Rodion Radu, Victor Palancică, Nicolae Martîniuc, Pavel Topală, Alexandru Balanici, Alexandr Ojegov</i> Caracteristica tehnică a aliajului electrolitic Fe-Ni cu proprietăți de autolubrifiere.....	70
<i>Vasile Javgureanu, Pavel Gordelenco</i> The work of deforming wear-proof iron-nickel plating in microsqueeging.....	75

<i>Vasile Javgureanu, Pavel Gordelenco</i> Experimental research on determining the correlation of the restored and unrestored microhardness of the wear-proof iron-nickel platings.....	82
<i>Георгий Дука, Василий Шарагов</i> Применение метода HF-секционирования для исследования структурных изменений в листовом стекле, обработанном электромагнитными полями.....	88
Exigențe privind prezentarea lucrărilor științifice pentru revista „Fizică și tehnică: procese, modele, experimente”	96

CONTENTS

<i>Ion Ababii, Efim Aramă, Ion Jeru, Vasile Jitari, Tatiana Shemyakova</i> Sensors UV radiation for medical equipment.....	7
<i>Silvia Evtodiev, Dumitru Untila, Iulia Caraman, Delia Davidescu, Adrian Dafinei, Leonid Palachi</i> Spectroscopia FTIR a monoseleniurii de indiu în filme nanocristaline.....	17
<i>Igor Evtodiev, Dumitru Untila, Liviu Leontie, Iulia Caraman, Delia Davidescu, Adrian Dafinei, Leonid Palachi</i> Structura cristalină și transformările de fază ale compusului <i>GaSe</i> , dispersat mecanic și oxidat termic în atmosfera normală.....	26
<i>Silvia Evtodiev, Gheorghe Golubenco</i> Spectroscopia FTIR pentru analiza substanțelor organice în diverse stări.....	33
<i>Mihail Popa, Gheorghe Ioan Rusu</i> The research on current–tension characteristic for sandwich In – ZnSe – In structures.....	41
<i>Andrei Surdu, Vladimir Zdravkov, Adnan Awawdeh, Andrei Prepelitsa, Anatoli Sidorenko, G. Obermaier, Achim Wixforth, Horst Hahn, Thomas Koch</i> Vortex flow in MgB_2 films in deferent magnetic field with artificial pinning centers on their surface.....	45
<i>Roman Morari, Vladimir Zdravkov, Eugen Antropov, Adnan Awawdeh, Andrei Prepelitsa, Anatoli Sidorenko, Lenar Tagirov, Mihail Kupriyanov</i> Non monotonic behavior of superconducting critical temperature of Nb/CuNi films with a nanometer range of layer thickness.....	49
<i>Valeriu Gutan, Ion Olaru, Mihail Radcenco, Mihail Negritu, Andrei Cerneleanu</i> Principles of development of the voltage convertor for XeCl excimer laser.....	54
<i>Pavel Pereteatcu, Alexandr Ojegov, Dina Gertsricken, Vladimir Mazanko, Valentin Mikhailov</i> Research of influence of electrospark processing on the phase structure of molybdenum coverings on steel 20.....	63
<i>Petru Stoicev, Gheorghe Roscovan, Rodion Radu, Victor Palancica, Nicolae Martyniuc, Pavel Topala, Alexandru Balanici, Alexandr Ojegov</i> Technical characteristics of electrolytic alloy Fe-Ni with autolubrication properties.....	70
<i>Vasile Javgureanu, Pavel Gordelenco</i> The work of deforming wear-proof iron-nickel plating in microsqueeging.....	75

<i>Vasile Javgureanu, Pavel Gordelenco</i> Experimental research on determining the correlation of the restored and unrestored microhardness of the wear-proof iron-nickel platings.....	82
<i>Gherghe Duca, Vasilii Sharagov</i> The application of the HV section etching method for the investigation of structural changes in sheet glass treated by electromagnetic fields	88
Requirements for the Presentation of Scientific Papers for the Journal <i>„Physics and Technics: Processes, Models, Experiments”</i>	96

CZU 621.315.592

SENSORI DE RADIAȚIE UV PENTRU INGINERIA BIO-MEDICALĂ

Ion Ababii, academician; **Efim Aramă**, prof.dr.hab.; **Ion Jeru**, conf.dr.
(Universitatea de Stat de Medicină și Farmacie "N. Testemițanu", Moldova)
Vasile Jitari, prof.dr.hab.; **Tatiana Shemyakova**, conf.dr.
(Institutul de Fizică Aplicată, Moldova)

Sunt prezentate rezultatele elaborării, construirii și implementării detectorului de radiație ultravioletă (UV) cu sensibilitate înaltă, care se utilizează la dispozitivele portative pentru măsurarea intensității și dozei de radiație. Fotoreceptorii posedă stabilitate înaltă la iradiere și în legătură cu aceasta au multiple aplicații practice, inclusiv pentru construirea detectorului de radiație Reontgen și a traductorului pentru înregistrarea densității fluxurilor de electroni. Parametrii optimi dau posibilitatea de a utiliza detectorul în medicină, biologie, ecologie și agricultură.

Introducere

Radiația ultravioletă (UV) a spectrului acționează efectiv asupra activității vitale a plantelor și a organismelor vii. Acest fapt condiționează aplicarea ei largă în biologie, medicină, agricultură și ecologie. Conform opiniei [1] radiația UV se divizează în trei domenii: UVA, UVB și UVC. Ultravioletul - UVA ($I=320\div 400$ nm) face parte din radiația solară, ce ajunge la suprafața Pământului, și are un eritem slab; UVB ($I=280\div 320$ nm) are acțiune asupra pielii, producând un eritem mai pronunțat urmat de pigmentație; ultravioletul UVC ($I=220\div 280$ nm) are acțiune net dăunătoare asupra materiei vii.

Marea majoritate a mediilor biologice vegetale și animale absorb radiația UV cu o lungime de undă mai mică de 230 nm. Proteinele absorb radiațiile cu lungimea de undă $I\leq 275$ nm; acizii nucleici și grăsimile sunt de asemenea absorbante. Este suficient de menționat că și ochiul uman se expune de-a lungul vieții radiației UV ce face parte din spectrul radiației solare. Funcția principală a polului anterior ocular (a corneei și cristalinului) este de a focaliza această radiație pe retină, constituind totodată și un filtru eficient pentru UVA și UVB, protejând retina de acțiunea lor dăunătoare. Radiația cu lungime de undă $I=295$ nm este absorbită complet de cornee. Cristalinul absoarbe radiațiile UVA și UVB ($295\div 400$ nm) care traversează corneea și pot avea efecte fototraumatice asupra proteinelor structurale cristaline. Expunerea prelungită (doză mare) a cristalinului la radiația UV duce la o deteriorare fotochimică cumulativă, provoacă oftalmia actinică, cataracta, distruge retina, ducând la orbire. Mecanismul prin care radiația UVA și UVB produc cataracta nu este prea clar; procese de natură biochimică și biologică pot avea loc între

momentul fotochimic și formarea cataractei [2]. Există numeroase studii epidemiologice și de laborator care demonstrează că fotonii de radiație UV care ating ochul (în special UVB) sunt intens cataractogeni pentru cristalinul uman. Această constatare a generat un mare interes pentru mecanismul acțiunii radiației UVB asupra proteinelor cristalinului, și mai nou, asupra ADN -ului celulelor epiteliale din cristalin. În literatura de specialitate există studii ce arată că radiația UV determină schimbări în structura proteinelor cristalinului, care pot modifica interacțiunile acestora, răspunzătoare pentru menținerea transparenței cristalinului în vivo [3].

În aceeași ordine de idei radiația UV în doze optime, stimulează dezvoltarea organismelor tinere și împiedică apariția rahitismului și a anemiei, iar radiația care are un maximum de circa $\lambda=300$ nm la o anumită doză provoacă cancerizarea. Efectul acestui tip de radiație asupra plantelor de asemenea depinde de doză.

În contextul celor menționate este evidentă necesitatea aprecierii exacte a dozei de radiație UV. Interesul sporit față de receptorii de radiație UV s-a intensificat considerabil în ultimii ani. Acest interes este pe deplin justificat, dat fiind faptul că domeniul spectral menționat, în comparație cu alte subdiapazoane spectrale, în special cele ale luminii vizibile, este insuficient asigurat cu detectori de dimensiuni mici și relativ iefteni.

În prezent pentru domeniul UV sunt propuse câteva modele de detectori. Pentru aplicarea mai extinsă sunt necesare aparate portative cu fotoreceptori din structuri semiconductoare. Ele întrunesc un șir de calități necesare: sunt de dimensiuni mici, posedă siguranță garantată, au alimentare autonomă [4]. De exemplu, autorii lucrării [5] propun detectori cu bariere la suprafață pe pelicule epitaxiale *n-n+-GaP*. Pe baza lor este confecționat măsurătorul radiației UV UVR-21. În calitate de avantaj în lucrare se menționează simplitatea producerii și exploarării lor. Cercetătorii din IFS al AȘ din Ucraina propun pentru realizare fotodiozi confecționați pe baza peliculelor calcogenizilor de cadmiu ce pot fi aplicați pentru înregistrare UV în diferite subdiapazoane de lungimi de undă [6]. În lucrare se propun diferiți detectori pentru acest domeniu spectral pe baza multisulfizilor stratificați [7,8]. Tehnologia preparării monocristalelor stratificate este simplă, iar metoda aprecierii caracteristicilor tehnice este descrisă în lucrările [9-11]. Pentru subdiapazonul bactericid sunt elaborați fotorezistori pe baza oxidului și sulfidului aluminaților de cadmiu (*CdAl₂S (O₂)*) [12].

Un UVimetru analogic cu cei menționați a fost elaborat, construit și implimentat de către colaboratorii Universității de Stat de Medicină și Farmacie "Nicolae Testemițanu", catedrele Otorinolaringologie, Biofizică, Informatică și Fiziologia Omului în colaborare cu Institutul de Fizică Aplicată al AȘ a Moldovei.[7,13-15].

Metodica experimentului

Una dintre proprietățile de bază ale materialelor semiconductoare utilizate pentru elaborarea detectorilor de radiație UV este prezența benzii interzise largă ($E_g \geq 3.0$ eV) necesară pentru a exclude ori a reduce la minimum sensibilitatea la radiație vizibilă și infraroșie. Această cerință este satisfăcută de compușii $Zn_3In_2S_6$ (a), $Zn_3GaIn_6S_6$ (b) și $Zn_3AlIn_2S_6$ (c) ce fac parte din familia calcogenizilor cu structură cristalină în straturi și au lărgimea benzii interzise egală cu 3.05, 3.25, și 3.37 eV corespunzător [10,14]. Pe baza acestor materiale sunt elaborați fotoreceptori cu caracteristica spectrală dreptunghiulară (II), care au sensibilitate înaltă în limita cuantelor cu energia mai mare decât lărgimea benzii interzise $hn > E_g$. Această proprietate este caracteristică pentru materialele susmenționate datorită vitezei mici de recombinare la suprafață în acești semiconductori. Procesul de elaborare și construire a fotoreceptorilor se descrie în lucrările [13-16]. Au fost folosite monocristale lamelate cu aria suprafeței $S \geq 100$ mm², care se despică ușor pînă la grosimi 10÷500 μm.

În calitate de structură fotosensibilă servesc diode Schottky cu bariera la suprafață (SBS), care au următoarele avantaje de principiu:

- fotosensibilitate înaltă într-o gamă spectrală largă de lungimi de undă;
- nu este necesară sursa electrică, deoarece fotocurentul este generat pe baza radiației ce se recepționează;
- caracteristica Luxamperice (CLA) este liniară într-un interval mare al fluxului recepționat;
- tehnologie simplă de confecționare.

Studiul caracteristicilor SBS a fost efectuat cu eșantioane pe baza monocristalelor stratificate $ZnIn_2S_4$ [9,10].

În calitate de contact redresor, s-a utilizat pelicula de *Pt* cu grosimea 10-15 nm, cu transparență uniformă în domeniul UV apropiat. Drept contact ohmic a servit pelicula de *ITO* (amestec de SnO_2 și In_2O_3). Ambele contacte s-au depus pe planele cristalografice (0001) situate de o parte și de alta a lamelilor cu grosimea 10-20 μm prin metoda evaporării termice în vid. În cazul detectorului pe bază compusului $CdAl_2S(O_2)$ s-au depus contacte coplanare.

Rezultatele și discuția lor

În figura 1 sunt prezentate distribuiri spectrale normate ale semnalului fotoelectric SBS pe baza multisulfizilor *a*, *b* și *c* la temperatura de cameră ($T=300$ K), distribuie mai largă și cu o deplasare mai pronunțată în domeniul lungimilor de undă mici în comparație cu spectrele fotoconductibilității. Aceasta se explică prin scurgerea de sarcină în regiunea contactului structurilor respective.

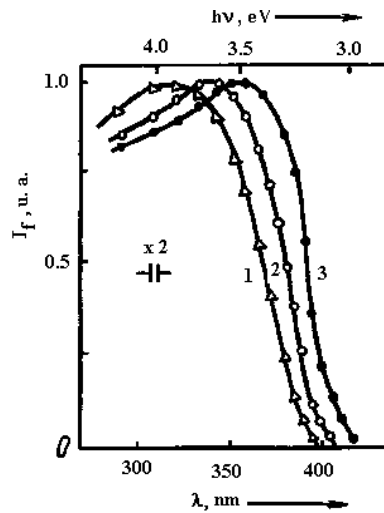


Fig. 1. Dependența spectrală a fotorăspunsului diodelor Shottky pe baza compușilor Zn_3InAlS_6 (1), Zn_3InGaS_6 (2) și $Zn_3In_2S_6$ (3) cu contact redresor

Valoarea benzii interzise E_g a compușilor 1, 2 și 3 crește în ordinea nominalizării lor, iar maximum distribuției spectrale a semnalului se deplasează în direcția de unde scurte ale spectrului. După cum se vede din fig. 1 spectrul fotosensibilității SBS pe baza semiconductoarelor acoperă domeniul UV apropiat. Sensibilitatea relativă se micșorează în direcția vizibilă a spectrului ($\lambda \approx 380 \div 400$ nm). Valoarea maximă a tensiunii electromotoare (TEM) (circuit deschis) este de $400 \div 600$ meV, iar coeficientul de redresare a curentului $10^2 \div 10^4$. Maximum spectrului TEM este localizat la 3.5, 3.7 și 3.2 eV pentru SBS, construite pe baza compușilor 1, 2 și 3 corespunzător.

În receptorii reali pentru limitarea sensibilității spectrale și excluderea fișiei nedorite se folosesc filtrele УФС-2 și ЖС-3 cu grosimea 0,1 cm. Caracteristicile spectrale tipice sunt prezentate în figura 2, iar parametrii principali ai detectorilor în tabelul 1.

Tabelul 1

Parametrii principali ai detectorilor

Sensibilitatea în curent, A/W	$4 \cdot 10^{-4} - 3 \cdot 10^{-3}$
Limita de sus a linearității CLA, W/cm ²	$10^{-4} - 10^{-2}$
Rezistența bazei, Ω	$10^5 - 3 \cdot 10^6$
Durata fotorăspunsului, s	10^{-3}

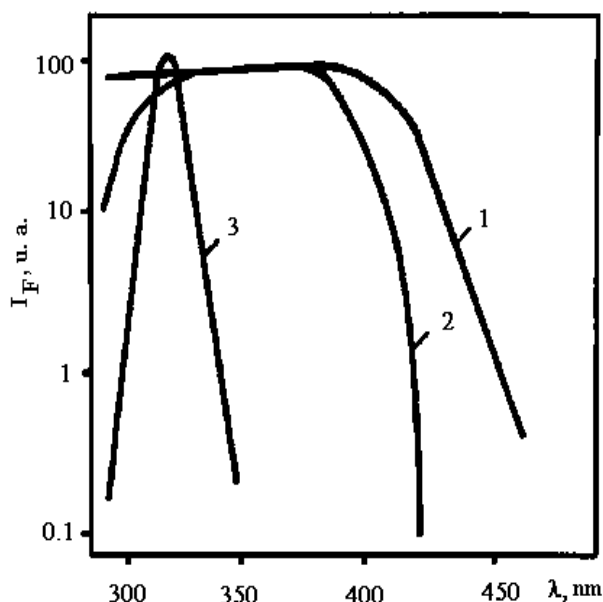


Fig. 2. Caracteristica spectrală a fotorăspunsului diodelor $\text{Pt-Zn}_3\text{In}_2\text{S}_6$ fără (1) și cu filtru (2) și $\text{Pt-Zn}_3\text{Ga(Al)InS}_6$ cu filtru ЖС-3 (3)

Cercetarea caracteristicilor lux-amperice (CLA) a fotodiodelor expuse radiației UV cu intensitate mare ($\sim 10^2 \text{ W/m}^2$) timp de $3.6 \cdot 10^5 \text{ s}$ și mai mult a demonstrat că structurile cu contacte din aur sau platină nu indică semne de oboseală. Folosirea acestor metale conduce la majorarea timpului de viață a receptorului și în consecință determină prețul relativ mic al acestora. Mostrele experimentale se folosesc pentru măsurarea valorilor absolute ale fluxurilor de radiație UV și funcționează impecabil 4-5 ani. În baza lor sunt elaborate UVimetre și dozimetre pentru radiația UV. Atît stabilitatea înaltă, cît și sistemul simplu de înregistrare a semnalului, asigură acestor dispozitive avantaje considerabile față de cele construite pe baza altor compuși [15].

CLA a diodelor SBS pe baza cristalelor stratificate este liniară în limite largi ale intensității radiației UV (pînă la 10^{-2} W/cm^2). Este evident că UVimetrele, folosite la măsurarea unor intensități mai mici, vor funcționa un termen mai îndelungat. Pentru prelungirea termenului de funcționare s-a utilizat filtrul neutru omogen pentru domeniul UV apropiat, care atenuază intensitatea de $\times 10$, $\times 100$ ori. Filtrul prezintă o peliculă de Ni cu grosimea corespunzătoare depusă pe suport de cuarț prin metoda evaporării termice în vid.

Foreceptorii elaborați pe baza diodelor Shottcky $\text{Me-Zn}_3\text{In}_2\text{S}_6$ au sensibilitate în domeniul lungimilor de undă $220\div 400 \text{ nm}$. Pentru atingerea unor performanțe mari ale sensibilității în domeniul benzilor spectrale cu efect eritem A, B, și A+B s-au folosit filtre optice ieftine pe baza compușilor vitroși. Pentru înregistrarea radiației din domeniul A+B cel mai potrivit s-a

dovedita fi filtrul UFS-2 cu grosimea $d=1$ mm, iar pentru înregistrarea domeniului A s-a folosit sistemul alcătuit din filtrele UFS-1 ($d=1$ mm) și SS-13 ($d=2$ mm) sau sistemul alcătuit din filtrele UFS-1 ($d=1$ mm) și FS-1 ($d=2$ mm). Pentru înregistrarea radiației domeniului B a fost ales filtrul UFS-1 ($d=1$ mm) în combinație cu GS-3 ($d=2$ mm). Deoarece pentru toate cele trei domenii ale radiației eriteme trebuie folosit filtrul UFS-2, el s-a instalat în interiorul transductorului, iar pentru filtrele SS-13 (FS-1) și GS-3 s-a prevăzut posibilitatea de instalare dinamică. Pentru comoditățile utilizatorilor a fost elaborată o construcție specială [14], în care înaintea transductorului este instalat un disc obturator cu trei ferestruici (fără filtru și cu filtru GS-3 sau SS-13 (FS-1)). La rotirea discului obturator are loc fixarea uneia din cele trei ferestruici în fața transductorului, pentru înregistrarea dozei de radiație sau a intensității în unul din domeniile susnumite. Evident, etalonarea blocului electronic s-a efectuat separat pentru fiecare din cele 3 domenii spectrale (A, B și C). Cristalele utilizate, după cum se afirmă în lucrarea [14] au o stabilitate mare, deci, și fotoreceptorii elaborați în baza lor vor rezista acțiunii factorilor fizici.

În figura 3 sunt prezentate spectrele fotorezistorilor pe baza ceramicii $CdAl_2O_4$ și a monocristalelor $CdAl_2S_4$ [12]. Ele cuprind domeniul spectral 220÷320 nm cu sensibilitate maximă la lungimea de undă 250 nm. Diodele au stabilitate înaltă la funcționare într-un mediu cu un grad sporit de umiditate, menținându-și sensibilitatea absolută $\sim 10^{-5}$ A·cm²/W.

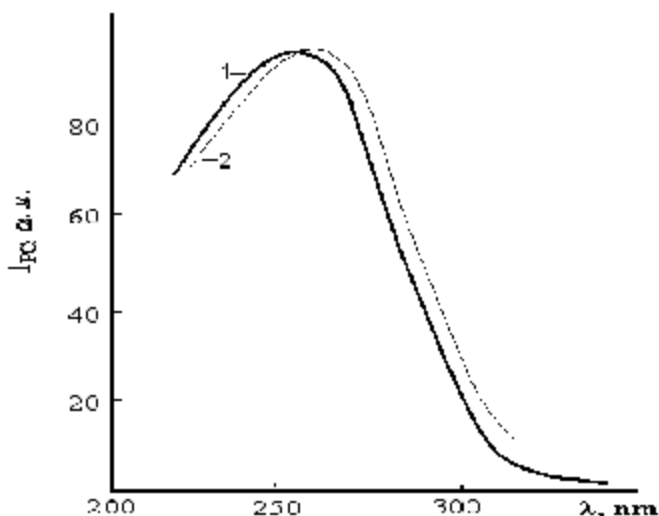


Fig. 3. Spectrele tipice ale fotoconducției ceramicii $CdAl_2O_4$ (1) și $CdAl_2S_4$ (2)

Analiza comparativă a parametrilor receptorilor elaborați de noi cu cei descriși în lucrările menționate, arată că aceștia posedă caracteristici

superioare celor existente. De exemplu, un singur filtru YΦ-2 cuprinde întregul domeniu spectral cu acțiune eritemă 280-390 nm. Este foarte important că la lungimea de undă 400 nm sensibilitatea dispozitivului scade brusc, cu mai mult de trei ordine de mărime.

Compușii cu vacanțe stoechiometrice din care fac parte și cei studiați, au un nivel înalt de stabilitate [20]. Deci, în principiu, ne putem aștepta ca dispozitivele să reziste unor fluxuri considerabile de radiație ionizantă. Pentru studierea stabilității fotodiodelor la acțiunea radiației de natură radioactivă s-au cercetat structurile $Pt-Zn_3In_2S_6-In$ la acțiunea torentului de electroni cu energia 40 keV. Adâncimea de pătrundere a electronilor în monocristale prin electrodul semitransparent de Pt calculată cu ajutorul formulei lui Yang

$$l = \frac{A}{r} E_p^n, \text{ unde } E_p \text{ este energia electronilor primari, în keV, } A=1,5 \cdot 10^{-6}, \text{ dacă}$$

ρ se exprimă în g/cm^3 , $n=1,35$, nu depășește câțiva μm . Așa dar, adâncimea de ionizare revine pe porțiunea însărăcită a diodei, iar spațiul semiconductorului cu grosimea de 10-20 μm practic nu este supus influenței radiației. Din această cauză, pentru dirijarea influenței s-au ales acei parametri care determină regiunea barierei: distribuția spectrală a TEM, sensibilitatea, porțiunea directă a caracteristicii curent-tensiune (CCT) la tensiuni mici și curentul indirect. Acești parametri s-au măsurat la o partidă de diode pînă și după iradierea cu dozele $6 \cdot 10^{16}$, 10^{17} , $6 \cdot 10^{17}$, 10^{18} e/cm^2 . Pentru primele două doze caracteristicile diodelor coincideau cu cele inițiale. Schimbări ale parametrilor diodelor se observă începînd de la doza $6 \cdot 10^{17}$ e/cm^2 și se manifestă prin schimbarea fotosensibilității și a maximului TEM, prin creșterea curenților direct și indirect aproximativ de 4 ori, prin deplasarea poziției maximului fotorăspunsului spre energiile mici pînă la 0,6 la doza de 10^{18} e/cm^2 .



Fig. 4. Dispozitiv cu scală logaritmică pentru măsurarea intensității în limitele valorilor 10^{-4} - 10 mW/cm^2 ; domeniul lungimilor de undă 280-400 nm. Alimentarea- 4.5 V.

Îmbinarea valorilor înalte ale fotosensibilității și a stabilității crează perspectiva că compușii calcogenizi multicompenți să fie utilizați și în calitate de detectori pentru radiația Roentgen. În baza compușilor *a*, *b*, și *c* au fost construiți experimental detectori ai radiației Roentgen, cu rezistența de întuneric 10^9 Ohm, sensibilitate înaltă în domeniul energiei cuantelor 1-10 keV. Factorii de amplificare, măsurăți în domeniul energiilor 2-7 keV depășesc valoarea de 10^4 el/cuant. Rezoluția în timp nu depășește 10^{-9} s. Acești parametri permit recomandarea detectorilor nominalizați la diagnosticarea plasmii laser. Menționăm că pe baza detectorilor descriși mai sus, folosind posibilitățile experimentale ale Institutului de Fizică Aplicată al AȘ RM, s-au elaborat și construit UVimetre portative pentru Spitalul Republican de Copii “Emilian Coțaga” unde au trecut aprobarea cu succes. Ca exemplu ilustrăm cele spuse cu fotografiile a două dispozitive concrete construite pe baza diodelor elaborate de noi (figurile 4 și 5).



Fig. 5. Măsurătorul cu afișaj digital al radiației UV cu intensitatea în limitele valorilor $10^{-4} \div 2 \cdot 10$ mW/m²; domeniile spectrale, nm: 280÷400, 320÷400, 320÷360. Doza - $0 \div 1.6 \cdot 10^5$ J/m². Alimentarea - 220V

Utilizarea UVmetrului în cercetările și practica medicală

Una din aplicațiile practice a dozimetrului în medicină reprezintă utilizarea lui în scopul de a analiza nivelul dozei energetice a radiației ultraviolete în dependență de zonele geografice ale republicii (Briceni, Chișinău, Vulcănești) pentru a stabili factorii de risc în cazul cataractei senile.

Măsurătorile se efectuau zilnic în prima decadă a lunii iulie la un interval de 2 ore în următoarele intervale de timp- 8^{00} , 10^{00} , 12^{00} , 14^{00} , 16^{00} , 18^{00} . Doza energetică era exprimată în mW/sm².

Rezultate: Nivelul dozei UVA (și eroarea) (Briceni) fiind respectiv: $1,2 \pm 0,02$; $1,6 \pm 0,03$; $2,0 \pm 0,08$; $2,8 \pm 0,03$; $2,2 \pm 0,02$; $1,1 \pm 0,01$. Doza energetică a radiației UVB din zona dată a fost: $2,1 \pm 0,02$; $2,5 \pm 0,03$; $3,0 \pm 0,02$; $3,6 \pm 0,03$; $2,7 \pm 0,02$; $1,8 \pm 0,02$. Pentru Chișinău nivelele respective ale dozei UVA, fiind de: $1,4 \pm 0,01$; $1,9 \pm 0,02$; $2,2 \pm 0,03$; $3,0 \pm 0,02$; $2,5 \pm 0,02$; $1,4 \pm 0,02$. Corespunzător doza radiației UVB ($2,4 \pm 0,02$; $2,9 \pm 0,04$; $3,2 \pm 0,04$; $3,9 \pm 0,03$; $3,1 \pm 0,02$; $2,1 \pm 0,02$). În

localitatea Vulcănești au fost determinați următorii indici: $1,7 \pm 0,02$; $2,3 \pm 0,03$; $2,5 \pm 0,02$; $3,3 \pm 0,03$; $2,8 \pm 0,01$; $1,6 \pm 0,02$ (UVA) și respectiv - $2,7 \pm 0,02$; $3,1 \pm 0,03$; $3,4 \pm 0,02$; $4,2 \pm 0,02$; $3,3 \pm 0,03$; $2,4 \pm 0,02$ (UVB). Astfel în zonele date pentru radiația UVA și UVB se denotă o ascensiune valorică a dozei radiației cu un vîrf major la orele 14⁰⁰ și cu o regresie ulterioară (mai pronunțată la orele 18⁰⁰). O majorare mai pronunțată a indicilor respectivi s-a elucidat în zona sudică a Republicii Moldova. La compararea indicilor din zona sudică cu cei din zona nordică s-a determinat o majorare certă (în %) cu: 41,7%; 44%; 25%; 17,8%; 27%; 45% (UVA) și respectiv – 28,6%; 24%; 13,3%; 16,7%; 22,2%; 33,3% (UVB). Compararea dozelor din zona centrală și cea nordică a evidențiat deasemenea o majorare certă - în zona centrală cu: 16,7%; 18,7%; 10%; 7,1%; 13,6%; 27% (UVA) și respectiv – 14,2%; 16%; 6,6%; 8,3%; 14,8%; 16,7% (UVB). La fel o majorare esențială a nivelurilor date se determină în zona sudică în comparație cu zona centrală. Pentru UVA majorarea dozei fiind de: 21,4%; 21%; 13,6%; 10%; 12%; 14,2% și respectiv UVB- 12,5%; 6,9%; 6,2%; 7,7%; 6,5% și 14,3%.

În rezultatul analizei măsurărilor efectuate se poate formula concluzia că un nivel mai mare al dozei radiației UVA și UVB s-a determinat în localitatea sudică a Republicii Moldova- Vulcănești, fapt ce poate influența ca factor de risc morbiditatea cataractei senile în republică.

Concluzii

Pe baza detectorilor descriși, folosind posibilitățile experimentale ale Institutului de Fizică Aplicată al AȘ RM, s-au elaborat și construit UVimetre portative pentru Spitalul Republican de Copii “Emilian Coțaga” unde au trecut aprobarea cu succes.

Utilizînd cristale stratificate de $Zn_3In_2S_6$, Zn_3GaInS_6 și Zn_3AlInS_6 , s-au elaborat și construit sensori de radiație UV cu sensibilitate înaltă și implementați în practica medicală pentru măsurarea intensității și dozei de radiație (practic în tot domeniul UV apropiat).

Acești fotoreceptori au stabilitate înaltă la iradiere și, în legătură cu aceasta, își pot găsi multiple aplicații practice, inclusiv crearea pe baza compușilor semiconductori nominalizați a detectorilor de radiație ultraviolet, Roentgen și pentru înregistrarea densității torentelor de electroni.

Fotoreceptorii cu stabilitate temporală înaltă la iradiere pot fi utilizați în medicină, biologie, farmaceutică, ecologie și instituțiile agricole.

Investigațiile realizate conduc la concluzia că un nivel mai mare al dozei radiației UVA și UVB este prezent în localitatea sudică a Republicii Moldova- Vulcănești, fapt ce poate influența ca factor de risc morbiditatea cataractei senile în republică.

Bibliografie

1. Nagi, I. Iosif. Biofizica. Timișoara, 1990. -186 p.
2. Jeru, I., Bendelic, E., Boiștean, V., Aramă, E.. Particularități ale tratamentului medicamentos în cataracta senilă // Analele Științifice ale USMF, 2003, v.IV, P. 289-293.
3. Stănilă, A.. Cristalinul. Sibiu, 2001. -250 p.
4. Arama, E. //Archives of the Balkan Medical Union, p. 27, 2008.
5. Malic, A., Vygranenco, Y., Shabashkevich, B. et al.//Int. Semicond. Conf., Sinaia, Romania, 2001, V.1, p. 185-188.
6. Komashchenko, V.N., Kolezhuk, K.V., Venger, E.A. et al. *Pis'ma v ZhTF*, v. 28, 19, pp. 32-36, 2002.
7. Ababii, I., Arama, E.. UV Dosimeter for Medical Application// Analele Științifice ale USM, seria "Științe fizico-matematice", 2002, P. 45-49.
8. Ababii, I., Aramă, E.. Dozimetru pentru recepționarea ultravioletului în Medicină// Analele Științifice ale USMF, 2002, v.1, P. 164-171.
9. Арама, Е.Д., Грушко, Н.С., Житарь, В.Ф., Радауцан, С.И.. Электрические и фотоэлектрические характеристики диодов $Ni-ZnIn_2S_4$ // ДАН СССР, 1976, т. 227, №6, С. 1329-1383.
10. Арама, Е.Д., Грушко, Н.С., Житарь, В.Ф., Радауцан, С.И.. Влияние базы на параметры диодов изготовленных из высокоомного $ZnIn_2S_4$. // Письма в ЖТФ, 1997, 2, вып. 6, С. 254-258.
11. Radautsan, S., Raylyan, V., Tsiulyanu, I., Zhitar, V., Marcus, M., Moldovyan, N.. New Zn_3InGaS_6 phase and its main properties. // Progr. Cryst. Growth and Charact. Caracas, 1985, P. 397-399.
12. Молдовян, Н.А.. Выращивание и исследование фотопроводимости $ZnAl_2S_4$ и $CdAl_2S_4$ //Изв. АН РФ, сер. Неорганические Материалы, 1993, т. 27, №9, С.1969-1971.
13. Zhitar, V.F., Moldovyan, N.A., Arama, E.D., Radautsan, S.. Short-wavelength radiation detection on the layered sulphides. // XV Annual Semiconductor conference, Sinaia, Romania, ICCE, 1992, P. 267-270.
14. Aramă, E.. Proprietățile optice ale sulfizilor multicompenți stratificați (monografie). Chișinău, 2004, p. 127-180.
15. Arama, E., Ababii, I., Zhitar, V., Shemyakova, T.. UV Detectors Based on $Zn_xIn_2S_{3+x}$ and Related Compounds. // Intern. semiconductor Conf. - Sinaia, Romania, 2003, v.1, P. 147-150.
16. Житарь, В.Ф., Абрамова, Т.В., Арама, Е.Д., Якуша, В.К.. Кинетика фотопроводимости и люминесценции $ZnIn_2S_4$. // Изв. РАН, сер. неорган. материалы 1991, т.27, N11, С. 2245-2247.

CZU 621.315.592

SENSORS UV RADIATION FOR MEDICAL EQUIPMENT

Ion Ababii, academician; **Efim Arama**, Professor, Doctor Habilitat;
Ion Jeru, Associate Professor, PhD
(Nicolae Testimitsanu State University of Medicine and Farmaceuticals)
Vasile Zhitar, Professor, Doctor Habilitat; **Tatiana Shemyakova**, PhD
(Institute of Applied Physics AS RM)

The results of elaboration, construction and implementation of ultraviolet radiation detector (UV) with high sensibility are presented, which is used at portative devices for the measuring of intensity and dose. Photoreceivers possesses high stability at the irradiation and in connection with it have multiple practical application, inclusively for the construction of Roentgen ray detector and of transducer for the registering of electrons fluxes density. The optimal parameters give the possibility to use the detector in medicine, biology, ecology and agriculture.

Prezentat la redacție la 21.10.09

CZU:

SPECTROSCOPIA FTIR A MONOSELENIURII DE INDIU ÎN FILME NANOCRISTALINE

Silvia Evtodiev, masterand; **Dumitru Untila**, student
(Universitatea de Stat din Moldova, Chisinau, Moldova)
Iulia Caraman, conf. dr.
(Universitatea din Bacău, Romania)
Delia Davidescu, doctorandă; **Adrian Dafinei**, prof. dr.
(Universitatea din București, Romania)
Leonid Palachi, conf.dr.
(ULIM, Chisinau, Republica Moldova)

În lucrare, cu ajutorul spectrelor *FTIR* de transmisie și reflexie optică (*T*, *R*) în domeniul numerelor de undă de la 15000 cm^{-1} până la 100 cm^{-1} , se investighează modele de vibrație de la filme monocristaline cu grosimi de $0,15\div 82,0\text{ }\mu\text{m}$ din *InSe* și influența dimensiunii oxidului propriu și a cristalitelor *InSe* asupra modurilor de vibrație. Filmele monocristaline de *InSe* au fost obținute prin despicare de la un bloc monocristalin, crescut prin metoda Bridgman-Stockbargher. Pulberile micro și nanodimensionale au fost fabricate prin măcinare mecanică din monoseleniură de indiu cu modificarea

Introducere

Metalul *In* cu calcogenul *Se*, formează compuși stratificați *InSe* care sunt reprezentanți ai clasei de semiconductori stratificați cu proprietăți fizice anizotrope bine pronunțate. În aceste cristale forțele ce realizează legăturile dintre atomi în limitele împachetării stratificate și dintre împachetări, sunt diferite. Împachetarea stratificată a monoseleniurii de indiu este formată din patru plane atomare aranjate în ordinea ...-*Se-In-In-Se*...

Diagrama de fază a straturilor subțiri compuse din *In* și *Se* conține patru compuși stabili: *In₄Se₃*, *InSe*, *In₅Se₆* și *In₂Se₃* [1]. Monoseleniura de galiu (*InSe*) în monocristale este un semiconductor stratificat cu conductivitate electrică mixtă (ionico-electronică), banda interzisă a căruia corespunde randamentului energetic maximal al celulelor solare [2-5].

Deasemenea *InSe*, ca și *GaSe*, sunt materiale efective pentru elaborări opto-electronice, în deosebi a dispozitivelor de conversie a luminii [7, 8], în dispozitivele opticii neliniare [12], în acumulatori de energie cu electrolit solid [13].

Dacă în interiorul împachetării, unde ponderea atomilor de metal prevalează, legăturile sunt ionic-covalente, atunci din împachetări aceste legături sunt slabe (de natură polarizațională), ceea ce și determină specificul proprietăților fizice și modurile de vibrație ale acestora.

Legăturile slabe, dintre împachetările stratificate, permit obținerea, prin cleavare, a filmelor cu grosimi necesare pentru cercetări optice într-un interval larg de lungimi de undă [14].

Prepararea eşantioanelor și metodica experimentului

Cristalele *InSe*, stoichiometrice și cu abateri mici de la stoichiometrie, cât și dopate cu *Cd*, au fost obținute prin metoda Bridgman. Au fost sintetizați acești compuși în lingouri a câte 25 g. Pentru sinteză s-a folosit *In* de înaltă puritate (*In* (vezi Tabelul 1), *Se*-spectral pur OC). De asemenea, de puritate înaltă a fost și elementul *Cd* (4N), folosit în calitate de dopant. Concentrația elementelor auxiliare în *In* a fost determinată prin analiza spectrală absorbțională, cu ajutorul analizatorului Varian-1000, cu precizia de pînă la 10^{-9} g în probă. În Tabelul 1 sunt prezentate rezultatele analizei cantitative a elementelor din *In*.

Tabelul 1

Analiza cantitativă a elementelor primare în In 99,9995%

Impu- ritate	<i>Al</i>	<i>Cd</i>	<i>Cr</i>	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>	<i>Pb</i>	<i>Mg</i>	<i>Hg</i>	<i>Ni</i>	<i>Si</i>	<i>Ag</i>	<i>Tl</i>	<i>Sn</i>
Cantitate, ppm	<0,1	<0,1	<0,1	<0,1	0,3	<0,1	<0,1	<1	<0,1	<1	<0,1	<0,1	<0,3

Spectrele FTIR de transmisie și reflexie optică (T , R) au fost ridicate la temperatura normală cu ajutorul spectrometrului Jasco FT/IR-6300, în domeniul spectral $15000\text{ cm}^{-1}\div 100\text{ cm}^{-1}$, cu rezoluția de 4 cm^{-1} și de $0,5\text{ cm}^{-1}$, de la filme monocristaline cu grosimi de $0,15\div 82,00\text{ }\mu\text{m}$, din $InSe$ monocristalin, și reflexie difuză (RD) pentru pulberi micro și nanodimensionale, preparate din monoseleniură de indiu. Filmele monocristaline de $InSe$ au fost obținute prin despicare de la un bloc monocristalin, crescut prin metoda Bridgman-Stockbargher.

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

În Fig. 1 (a) este prezentat un fragment din spectrul FTIR de transmisie optică (T), a filmului cu grosimea $82\text{ }\mu\text{m}$ din $InSe$ monocristalin. Intervalul lărgit al numerelor de undă de la 500 cm^{-1} până la 100 cm^{-1} este prezentat în suplimentul (b), din Fig.1.

Fluctuațiile transmitanței optice din regiunea $7800\div 400\text{ cm}^{-1}$ sunt determinate de interferența multiplă a luminii în eșantioanele plan paralele măsurate. Pe când benzile de absorbție puse în evidență în regiunea numerelor de undă $430\div 100\text{ cm}^{-1}$ sunt determinate de vibrațiile rețelei cristaline și ale impurităților (defectele structurale, atomi auxiliari).

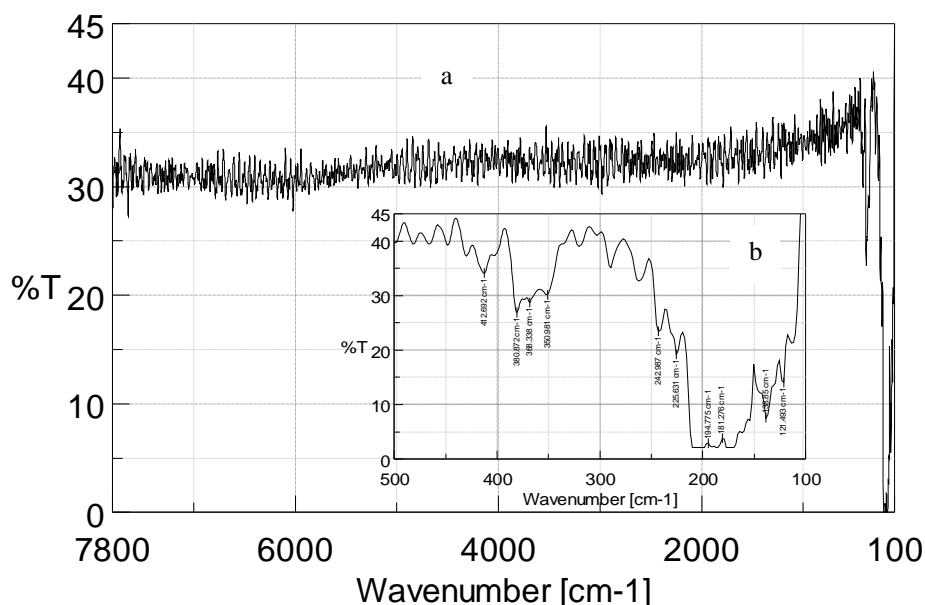


Fig. 1. Spectrul de transmisie a filmului monocristalin cu grosimea $82\text{ }\mu\text{m}$ din $InSe$ monocristalin

În Fig. 2 este prezentat spectrul de transmisie, ridicat cu rezoluția de 4 cm^{-1} , de la filmul monocristalin de $InSe: Cd$, cu grosimea $d = 6,5\text{ }\mu\text{m}$, obținut prin despicare de la un bloc monocristalin. Structura de maxime și minime, de transmisie bine ordonate, este rezultatul interferenței fascicolului de lumină

reflectat de la suprafețele plan paralele ale eșantionului. Aranjarea ordonată a extremităților caracteristicii $T(\tilde{n})$ servește drept confirmare a dispersiei slabe a indicelui de refracție în diapazonul numerelor de undă de la 7800 cm^{-1} pînă la 250 cm^{-1} . În acest interval spectral, se evidențiază două benzi de absorbție, relativ înguste, localizate la $\sim 250\text{ cm}^{-1}$ și 422 cm^{-1} . Banda 422 cm^{-1} corelează bine cu energia a doi fononi de tipul A_{LO} . Banda 250 cm^{-1} este prezentă în majoritatea cristalelor crescute prin metoda Bridgman. Tratarea termică a cristalelor *InSe* la temperatura $\sim 420^\circ\text{C}$ în condiții normale conduce la micșorarea intensității acestei benzi, ceea ce indică despre natura impuritară a acestuia.

Particularitatea **A** (fig.2,b) se interpretează ca mod de vibrație fundamental, dublu degenerat $E(LO)$, pe cînd banda de absorbție **B** (fig.2,b) univoc se interpretează ca fonon dublu degenerat $E(TO)$. Întrucît celula elementară a fazei romboedrice de *InSe* nu posedă centru de inversie, fononii fundamentali LO și TO sunt bine pronunțați, atît în spectrele de absorbție (reflexie) *IR*, cît și în spectrele Raman [6].

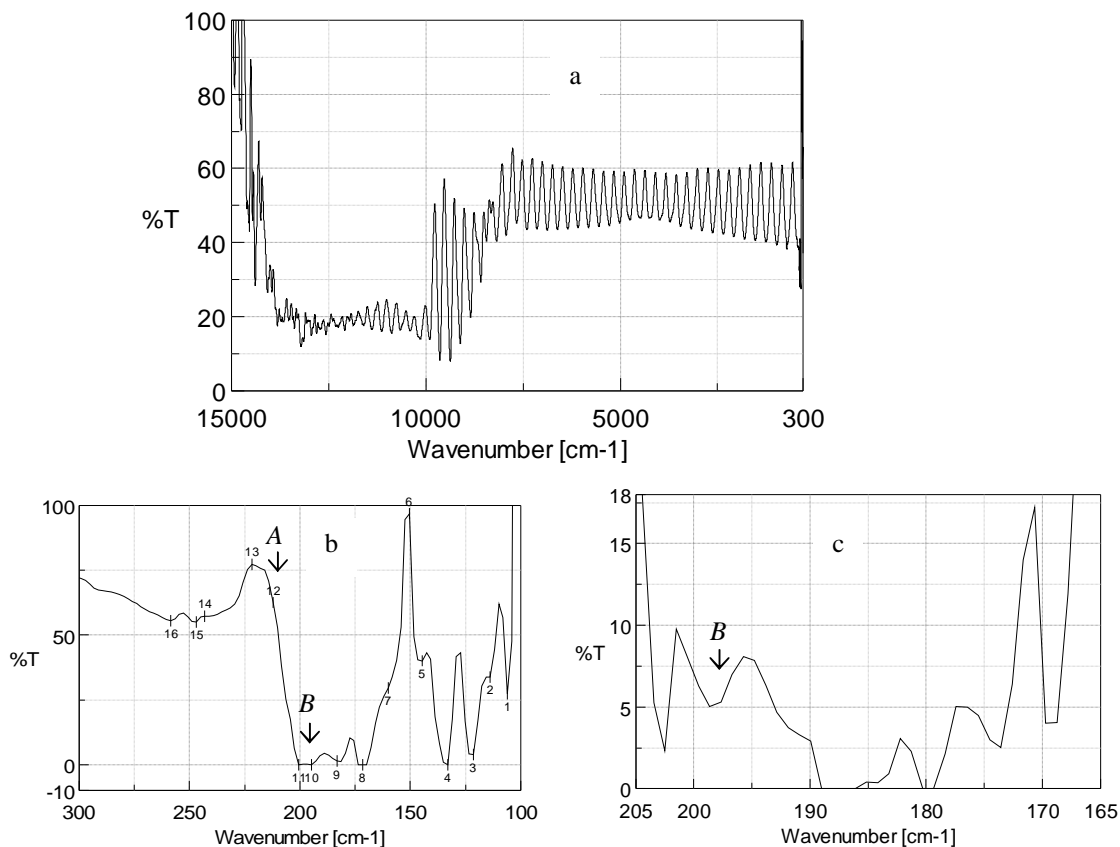


Fig. 2. Spectrul de transmisie al filmului monocristalin de *InSe:Cd* 0,25 %at. cu grosimea $d = 6,5\ \mu\text{m}$ (a) și $0,7\ \mu\text{m}$ (b, c). Rezoluția 4 cm^{-1} (a, b) și $0,5\text{ cm}^{-1}$ (c). (Indexațiile sunt introduse în Tabelul 2)

Tabelul 2

Indexațiile din Figura 2

	Număr de undă, cm^{-1}	T, %		Număr de undă, cm^{-1}	T, %
1	106.066	27,5	9	183.204	1,42
2	113.780	33,8	10	194.775	0
3	121.493	40,1	11	200.561	0
4	133.064	0	12	212.131	62,6
5	144.635	40,1	13	221.774	77,3
6	150.420	96,8	14	242.987	57,3
7	160.063	29,6	15	246.844	55,1
8	171.634	0	16	258.415	55,5

Grosimea, suficient de mică, a eșantionului ($\sim 0,7 \mu\text{m}$) a permis înregistrarea cu un grad înalt de precizie, a spectrului de transmisie optică în regiunea absorbției monofonice (fig. 2 b, c). După cum se vede în regiunea absorbției monofonice se evidențiază, cel puțin trei benzi intense de absorbție, cu maxime $203 \div 190 \text{ cm}^{-1}$, 180 cm^{-1} și $173 \div 170 \text{ cm}^{-1}$. De asemenea, sunt bine pronunțate un șir de benzi, la numere de undă $\tilde{n} = 150 \text{ cm}^{-1}$, determinate de prezența impurităților și a defectelor proprii.

În conformitate cu teoria grupelor, pentru faza $\gamma\text{-InSe}$ [15] în spectrele IR de absorbție și de reflexie sunt active câte două tipuri de vibrații elementare LO și TO și anume vibrații nedegenerate de tipul A, degenerate (E). În fig. 2 este prezentat segmentul din spectrul de transmisie în intervalul spectral $165 \div 205 \text{ cm}^{-1}$. Rezoluția înregistrării acestor spectre a fost de $0,5 \text{ cm}^{-1}$. În această regiune spectrală sunt puse în evidență, în deosebi, benzile de absorbție a fononilor transversali optici determinate de vibrația atomilor Met-Met și Cal-Met.

Minimul absolut al caracteristicii $T(\tilde{n})$ este localizat la 202 cm^{-1} și corespunde energiei fononilor $A(w_{TO})$.

Spectrul de reflexie tipic de la film monocristalin de InSe cu grosimea $82 \mu\text{m}$ este prezentat în Fig. 3. Aici, în regiunea $2800 \text{ cm}^{-1} \div 3700 \text{ cm}^{-1}$ și 1600 cm^{-1} se găsesc benzile de absorbție (\tilde{n}_1, \tilde{n}_3) și \tilde{n}_2 a moleculelor H_2O . Spectrele de vibrație a moleculelor de CO_2 intercalate în cristalele $\gamma\text{-InSe}$ sunt localizate în regiunea $950 \div 1400 \text{ cm}^{-1}$.

Vibrațiile monofonice fundamentale se manifestă prin banda de reflexie a razelor remanente și absorbție totală în regiunea $170 \div 220 \text{ cm}^{-1}$.

În regiunea numerelor de undă $150 \div 220 \text{ cm}^{-1}$ în spectrul de reflexie FTIR Fig.3 se vede o bandă îngustă cu coeficient de reflexie de $\sim 70\%$ caracteristic pentru reflexia luminii în regiunea razelor remanente. Energia modei de vibrație monofonică LO în acest spectru se localizează în vecinătatea minimului absolut

din spectru $R(\tilde{\nu})$ ($\nu = 217 \text{ cm}^{-1}$), pe cînd poziția fononului fundamental w_{TO} coincide întocmai cu minimul localizat la 202 cm^{-1} . Totodată spectrul de reflexie conține un șir de puncte bine evidențiate, determinate de modurile de vibrație, atât a atomilor din interiorul unei împachetări stratificate, cât și a perechilor calcogen – dintr-o împachetare, și metalul din împachetarea alăturată. Aceste moduri de vibrație sunt localizate în regiunea numerelor de undă $100 \div 170 \text{ cm}^{-1}$.

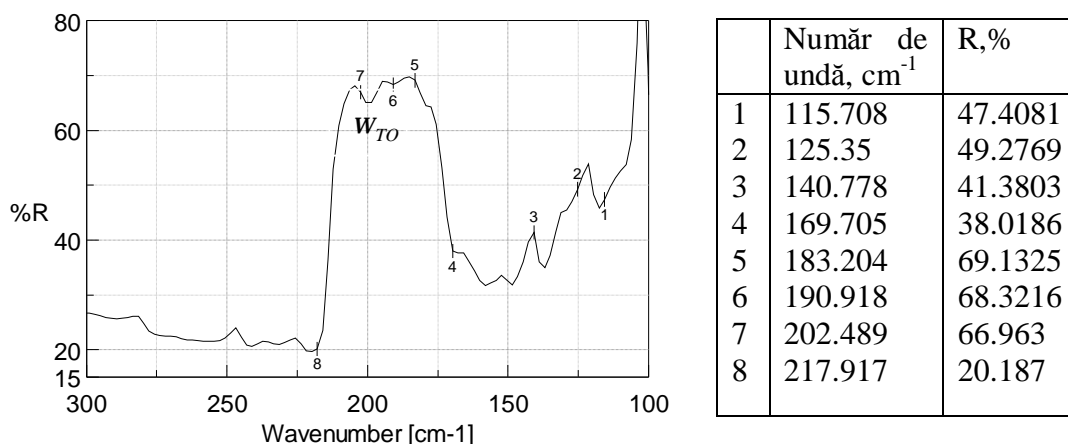


Fig. 3. Spectrul de reflexie FTIR a monocristalului de *InSe*. Grosimea $d = 82 \mu\text{m}$. Rezoluția 4 cm^{-1} . $T=298 \text{ K}$.

Modurile de vibrație ale modificaliției $\gamma\text{-InSe}$, identificate pe baza spectrului FTIR de absorbție în filme cristaline perfecte (vezi tabloul de interferență) cu grosimi submicronice și de reflexie, sunt introduse în tabelul 3.

Tabelul 3

Modurile de vibrație a modificaliției $\gamma\text{-InSe}$

Modul vibrației	Tip vibrație	$\tilde{\nu}$, cm^{-1}
$A(3^2)$ [13]		115,5
	impuritate	127,5
	impuritate	144,6
$E(4^2)$		171,3
$E(2)$	w_{TO}	191,5
$A(2')$	w_{TO}	202,0
$A(2')$	w_{LO}	211,0

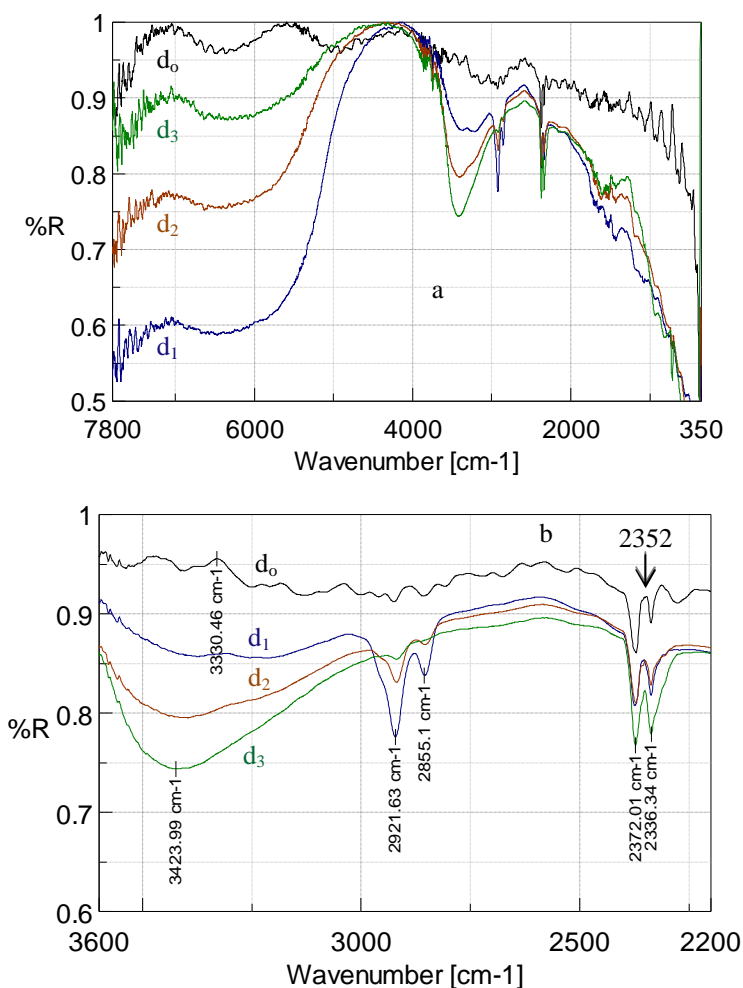


Fig. 4. Spectrele de reflexie pentru pulberile de *InSe* ($d_1=0,15 \mu\text{m}$, $d_2=0,37 \mu\text{m}$, $d_3=0,70 \mu\text{m}$) preparate din monocristal de *InSe* (indexare d_0).

În continuare, vom analiza prin reflexie difuză, spectrele de reflexie *FTIR* de la eșantioane de *InSe* sub formă de microparticule. După cum se vede din fig. 4b, intensitatea benzii cu maxim la $3423,9 \text{ cm}^{-1}$ se schimbă după intensitate. Această legătură ne permite să conchidem că moleculele H_2O se adsorb preponderent pe suprafața exterioară a particulelor de *InSe*. Vibrațiile legăturii *Se* de la suprafața împachetării stratificate și suprafața exterioară a particulei de *InSe* cu hidrogenul din stratul de H_2O de pe suprafață formează banda de vibrație- rotație (ramurile P și R) cu maxime la 2855 și $2921,6 \text{ cm}^{-1}$.

Intervalul $\Delta\tilde{n}$, dintre maximele ramurilor P și R, depinde de constanta giroscopică β a moleculei și se scrie prin formula aproximativă [14]

$$\Delta\tilde{n} \cong \sqrt{8kT \cdot B/hc} \text{ cm}^{-1} \quad (1)$$

Aici c [cm/s].

Constanta relativă B pentru această bandă de vibrație- rotație este $2,73 \text{ cm}^{-1}$, mărime care corelează cu această constantă, determinată din spectrul de rotație din domeniul microundelor [15]. Distanța medie dintre atomii Se și hidrogenul din molecula apei adsorbite pe suprafață este egală cu $\approx 0,68 \text{ \AA}$.

Micșorarea coeficientului de reflexie difuză R_d , la numere de undă $\tilde{\nu} < 7000 \text{ cm}^{-1}$, este determinată de micșorarea transmitanței optice a particulelor. La majorarea duratei oxidării, de la 150 min pînă la 300 min, au loc transformări chimice în stratul de oxid propriu, In_2O_3 , care conduc la majorarea R_d proporțional în intervalul spectral $6000 \div 2000 \text{ cm}^{-1}$. În intervalul $\tilde{\nu} < 7000 \text{ cm}^{-1}$, în stratul de oxid propriu de pe suprafața particulelor de $InSe$, în afară de interacțiunea luminii cu sarcinile electrice legate, predomină interacțiunea cu purtătorii de sarcină liberi. Valoarea mică a coeficientului R_d în intervalul $\sim 1500 \div 400 \text{ cm}^{-1}$ este determinată de valoarea mică a indicelui de refracție a oxidului de indiu.

Concluzii

1. Benzile la numere de undă $\tilde{\nu} = 150 \text{ cm}^{-1}$ sunt determinate de prezența impurităților și a defectelor proprii, iar banda de absorbție localizată la 202 cm^{-1} corespunde energiei fononilor fundamentali nedegenerați $A(w_{TO})$.

2. Benzile de absorbție, ale filmului monocristalin de $InSe$, localizate în regiunea $2800 \text{ cm}^{-1} - 3700 \text{ cm}^{-1}$ și 1600 cm^{-1} corespund benzilor de absorbție $(\tilde{\nu}_1, \tilde{\nu}_3)$ și $\tilde{\nu}_2$ a moleculelor H_2O adsorbite pe suprafața lamelor de $InSe$, iar benzile de vibrație a moleculelor de CO_2 intercalate în cristalele $\gamma-InSe$ sunt localizate în regiunea $950 \div 1400 \text{ cm}^{-1}$.

3. Vibrațiile monofononice fundamentale se manifestă prin banda de reflexie a razelor remanente și absorbție totală în regiunea $170 \div 220 \text{ cm}^{-1}$.

Referințe

1. Likformann, A., Eitienne, J., C.R.Acad. Sci. C 275 (1972) 1907
2. Kuroda, N., Munakata, I., Nishina, Y.. Solid State Commun. 33(1980) 687
3. Guesdon, J.P., Kobbi, B., Julien, C., Balkanski, M.. Phys. Stat. Solidi A 102 (1987) 327.
4. Segura, A., Wunstei, K. and Chevy, A.. Appl. Phys. A 31 (1983) 139.
5. Blasi, C.De., Mieocci, G., Rizo, A., Tepore, A., S.Cryst Growth 75 (1982) 482.
6. Zolfaghari, M., Jain, K.P., Movi, H.S., Balkanski, M., Julien, C., Chevy, A.. Matter. Scien. Engin. B 38 (1996) 161.

7. Martinez-Pastor, J., Segura, A., Valdés, J. L. and Chevy, A.: J. Appl. Phys. 62 (1987) 1477.
8. Shigetomi, A. and Kari, T.I. J. Appl. Phys. 88 (2000) 1520.
9. Eckhoff, W.C., Putnam, R.S., Wang, S., Curl, R.F. and Tittel, F.K. Appl. Phys.B. 63 (1966) 437.
10. Gomes da Costa, P., Balkanski, M. and Wallis, R.F.. Phys. Rev. B 43 (1991) 7066.
11. Mosca, D.H., Mattoso, N., Lepienski, C.M., Veiga, W., Mazzaro, I., Etgens, V.H. and Eddrief, M., J. Appl. Phys. 91 (2002) 140.
12. Poulet, H. et Mathieu, J.-P. Spectres de vibration et symmetric des cristaux. Gordon and Beach, Paris-Londres-New York. 1970, p.354.
13. Бродин, М.С., Блонский, И.В. Экситонные процессы в слоистых кристаллах, Киев, 1986.
14. Herzberg, G.. Molecular spectra and molecular structure 1. Diatomic molecules. New York, 1939, p. 92.
15. Shin-Piaw, C., Ann. de Physique 10, 173 (1938).

CZU:

SPECTROSCOPIA FTIR A MONOSELENIURII DE INDIU ÎN FILME NANOCRISTALINE

Silvia Evtodiev, masterand; **Dumitru Untila**, student
(Universitatea de Stat din Moldova, Chisinau, Moldova)

Iulia Caraman, conf. dr.
(Universitatea din Bacău, Romania)

Delia Davidescu, doctorandă; **Adrian Dafinei**, prof. dr.
(Universitatea din București, Romania)

Leonid Palachi, conf.dr.
(ULIM, Chisinau, Republica Moldova)

În lucrare, cu ajutorul spectrelor *FTIR* de transmisie și reflexie optică (*T*, *R*) în domeniul numerelor de undă de la 15000 cm^{-1} până la 100 cm^{-1} , se investighează modele de vibrație de la filme monocristaline cu grosimi de $0,15\div 82,0\text{ }\mu\text{m}$ din *InSe* și influența dimensiunii oxidului propriu și a cristalitelor *InSe* asupra modurilor de vibrație. Filmele monocristaline de *InSe* au fost obținute prin despicare de la un bloc monocristalin, crescut prin metoda Bridgman-Stockbargher. Pulberile micro și nanodimensionale au fost fabricate prin măcinare mecanică din monoseleniură de indiu cu modificarea γ .

Prezentat la redacție la 17.10.09

CZU:

STRUCTURA CRISTALINĂ ȘI TRANSFORMĂRILE DE FAZĂ ALE COMPUSULUI *GaSe*, DISPERSAT MECANIC ȘI OXIDAT TERMIC ÎN ATMOSFERA NORMALĂ

Igor Evtodiev, conf.dr.; **Dumitru Untila**, student
(Universitatea de Stat din Moldova, Chisinau, Moldova)

Liviu Leontie, dr.
(Universitatea „Al. I. Cuza”, Iași, România.)

Iulia Caraman, conf. dr.
(Universitatea din Bacău, Romania)

Delia Davidescu, doctorandă; **Adrian Dafinei**, prof. dr.
(Universitatea din București, Romania)

Leonid Palachi, conf.dr.
(ULIM, Chisinau, Moldova)

În lucrare, prin intermediul difracției de raze X, se studiază transformările structurale ale cristalelor de *GaSe*, dispersate mecanic pînă la dimensiuni medii de 0,1÷60 μm și oxidate termic în atmosferă normală.

Lărgirea conturului liniilor de difracție, cît și împrăștierea intensă de fond a radiației $Cu_{K\alpha}$ de la ansamblurile de plane (100), (101) (004) sunt cauzate de deformațiile interne, pe cînd deplasările planelor atomice în împachetările stratificate *Se-Ga-Ga-Se* conduc la transformări de fază. La dimensiuni ale cristalitelor de 10÷5 μm și mai mici se observă micșorarea intensității liniilor de difracție de la ansamblul de plane (1011) (2010) (1016) ceea ce indică despre păstrarea ordinei de aranjare la distanțe mici.

Introducere

Multiplele cercetări ale compușilor stratificați de tipul $A^{III}B^{VI}$ din ultimii ani, au determinat unele direcții perspective de utilizare tehnică ale acestor materiale. Soluțiile tehnice cu aceste materiale sunt determinate de posibilitatea obținerii structurilor planare cu oxid (Ga_2O_3) propriu [1] a nanoparticulelor și a nanotuburilor [2] în diverse nanotehnologii planare [3-4].

Monocristalele de *GaSe* sunt formate din împachetări stratificate de tipul *Se-Ga-Ga-Se*, legate între ele cu forțe polarizaționale [5]. Atomii de *Ga* și *Se* au o așa aranjare încît formează o rețea hexagonală, dens împachetată bidimensională. Fiecare atom de *Ga* este înconjurat de patru atomi de *Se* și un alt atom de metal. În funcție de modul de aranjare al planelor atomare, se obțin patru modifiții cristaline (β , ε , γ și δ) [6]. În lucrare se cercetează structura microcristalelor de *GaSe* cu strat de Ga_2O_3 pe suprafață, obținute prin dispersare mecanică a monocristalelor ε -*GaSe* și oxidate în atmosferă normală.

Prepararea eșantioanelor și metodică experimentului

Monocristale de *GaSe*, optic și electric omogene, au fost crescute prin metoda Bridgman-Stockbarger din substanță preventiv sintetizată. Substanța inițială,

dispersată mecanic în particule cu dimensiunea $0,5 \div 15 \mu\text{m}$, în cantitate de $10 \div 15 \text{ g}$, se introduce în fiole din cuarț care după evacuarea atmosferei pînă la presiunea gazelor remanente mai mică de $\sim 5 \cdot 10^{-5} \text{ mbar}$, ermetizate, se trec prin gradientul de temperatură ($1020 \div 800$) $^{\circ}\text{C}$, cu viteza de $0,3 \div 0,5 \text{ mm/oră}$.

Concentrația elementelor de impurități în *Ga* a fost determinată prin analiza spectrală absorbțională, cu ajutorul analizatorului Varian-1000m cu precizia de pînă la 10^{-9} g în probă. În Tabelul 1 sunt prezentate rezultatele analizei cantitative a elementelor primare din *Ga*. Compusul *GaSe* a fost sintetizat din componente elementare, *Ga* și *Se*, luate în cantități stoichiometrice, cu precizia 0,1 mg.

Tabelul 1

Analiza cantitativă a elementelor primare în Ga 99,999%

Ga 99,999%							
Impuritate	Cantitate, ppm	Impuritate	Cantitate, ppb	Impuritate	Cantitate, ppb	Impuritate	Cantitate, ppm
<i>Al</i>	< 1	<i>Be</i>	< 1	<i>V</i>	< 0,5	<i>Cr</i>	< 1
<i>Ca</i>	< 5	<i>Ti</i>	< 0,5	<i>Co</i>	< 1	<i>Se</i>	< 5
<i>Cu</i>	< 1	<i>Fe</i>	< 2	<i>Ge</i>	< 30	<i>Na</i>	< 2
<i>In</i>	< 3	<i>Mg</i>	< 1	<i>Mn</i>	< 1	<i>S</i>	< 1
<i>Ni</i>	< 1	<i>P</i>	< 1	<i>Pb</i>	< 1	<i>Zn</i>	< 1
<i>Si</i>	< 1	<i>Sn</i>	< 2	<i>Te</i>	< 2		
<i>K</i>	< 10	<i>Bi</i>	< 5	<i>B</i>	< 1		
Stock No. 10187 Lot No. 270 406		Determined by Glow Discharge Mass Spectrographic (GDMS) analysis					

Sinteza compusului s-a petrecut într-un cuptor cu două domenii de temperaturi – unul pentru *Ga*, cu temperatura 1100°C și al doilea pentru calcogen (*Se*), cu temperatura 200°C . Timp de 8 ore în acest regim de temperaturi se sintetizează pînă la 15 g de compus. Filmele de oxid propriu (Ga_2O_3) pe suprafața cristalelor GaSe au fost obținute prin oxidare a plăcilor în atmosfera normală la temperatura $\sim 620^{\circ}\text{C}$, timp de $0,5 \div 1 \text{ ore}$.

Prezența stratului de oxid (Ga_2O_3) s-a identificat cu ajutorul difractogramelor înregistrate la difractometrul XRD 6000 Shimadzu, cu radiația $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,54050 \text{ \AA}$).

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

Oxidul de *Ga* se cristalizează în două modifiacții politipice – monoclinică cu parametrii rețelei $a = 12,22 \text{ \AA}$, $b = 3,038 \text{ \AA}$, $c = 5,807 \text{ \AA}$, $\beta = 103,82^{\circ}$ și romboedrică centrată cu parametrii $a = 5,310 \text{ \AA}$, $\alpha = 55,600^{\circ}$ [7]. Caracteristic pentru difractograme de la modifiacția Ga_2O_3 -monoclinic, este prezența liniilor intense, corespunzătoare difracției de la sistemele de plane (400) ($2q = 30,12^{\circ}$); (002) ($2q = 31,72^{\circ}$); (111) cu $2q = 35,208^{\circ}$. În scopul cercetării influenței dimensiunii particulelor asupra structurii de fază a compusului *GaSe* prin dispersare mecanică a monocristalelor ϵ -*GaSe* au fost obținute pulberi cu diametrul

mediu de la $\sim 60 \mu\text{m}$ pînă la $\leq 0,1 \mu\text{m}$. Roentgenogramele tipice a patru probe sunt prezentate în Fig. 1 (a, b, c, d).

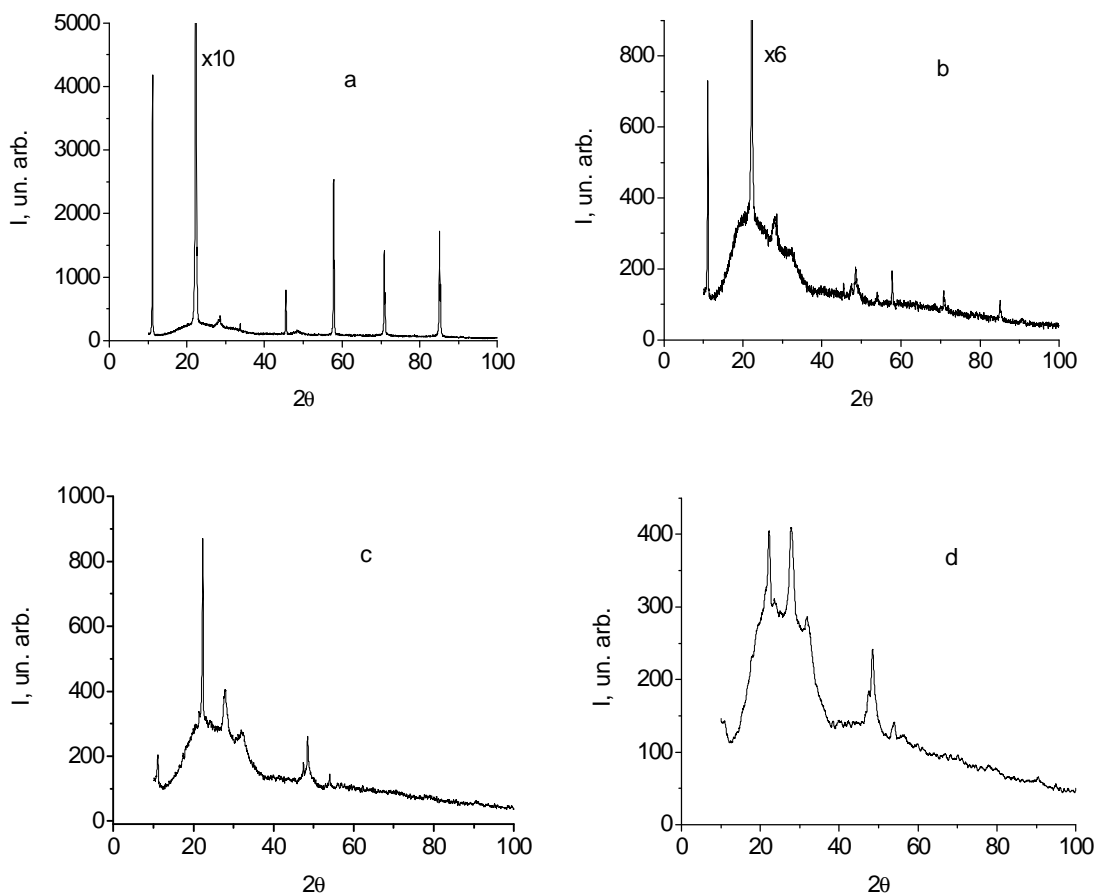


Fig. 1. Influența cristalitelor de *GaSe* asupra dinamicii difracției radiației roentgen de la pulbere cu diametrul mediu: a - $60 \mu\text{m}$, b - $8 \mu\text{m}$, c - $2,2 \mu\text{m}$, d - $1,3 \mu\text{m}$.

După cum este ușor de observat, odată cu micșorarea dimensiunii particulelor are loc lărgirea liniilor de difracție și formarea unei difuzii de fond. În rezultatul pulverizării mecanice are loc deplasarea planelor atomare unul față de altul, atât în interiorul împachetării stratificate, cât și între împachetări. Astfel în probe apar deformații interne, care conduc la lărgirea reflexiilor și la apariția împrăstierii de fond în deosebi în regiunea unghiurilor 2θ caracteristice pentru sistemele de plane cu distanțe minime dintre ele, cum ar fi 100, 101 (004). Unghiurile 2θ a liniilor de difracție și sistemele de plane la care are loc difracția de raze X pentru probele cercetate sunt introduse în Tabelul 1.

Totodată are loc intensificarea liniilor cu $2q = 32^\circ$ și $48,50^\circ$. La micșorarea dimensiunii cristalitelor de la $10 \div 5 \mu\text{m}$, și mai mici, se atestă micșorarea intensității

liniilor de difracție de la sistemul de plane depărtate (indici Miller mari) (1011) (2010) (1016) ceea ce servește ca indicatori despre păstrarea coordonaticii la distanțe mici. La dimensiuni submicronice ale pulberilor apare probabilitatea restructurării rețelei cristaline și formarea fazei Ga_2Se_3 (evidențierea) reflexului la $2q = 23,54^\circ$. Dispariția reflexelor cu valori mari ale indicelui Miller se explică și prin aceea că, în primul rând, se micșorează grosimea particulelor determinate de forțele de coeziune dintre împachetările stratificate mult mai slabe decât dintre atomii din intervalul acestora.

Tabelul 1

Unghiurile 2θ a liniilor de difracție și sistemele de plane la care are loc difracția de raze X pentru probe cu diametre diferite

\varnothing pulberii, mm	2θ ($^\circ$)									
	10,88	22,2	23,54	27,82	31,82	47,52	45,48	-	-	-
0,0001	10,88	22,2	23,54	27,82	31,82	47,52	45,48	-	-	-
0,0005	11,10	22,32	-	27,92	31,96	47,44	48,50	54,02	-	-
0,005	11,14	22,32	-	28,56	32,0	45,5	48,44	57,76	70,82	85,06
0,015	11,18	22,36	-	28,58	-	45,5	48,5	57,80	70,86	85,08
0,06	11,18	22,36	-	-	-	45,5	-	57,80	70,86	85,08
Planele ε -GaSe	(002)	(004)	Ga_2Se_3	(100)	(200)	(1016), Ga_2Se_3, Ga_2O_3	(110)+ (1014)	(2113) (0020)	(1011)	(2010)

Limitarea dimensiunii cristalitelor și prezența deformațiilor considerabile în interiorul acestora pot influența asupra mecanismului de formare a stratului de oxid propriu pe suprafața lor, cât și asupra procesului de difuzie a oxigenului în intervalul cristalitelor dispersate mecanic. La dimensiuni mici a cristalitelor intens se captează oxigenul, ceea ce intensifică procesul de oxidare la suprafață și formarea fazei Ga_2O_3 (reflexul $2q = 47,5^\circ$).

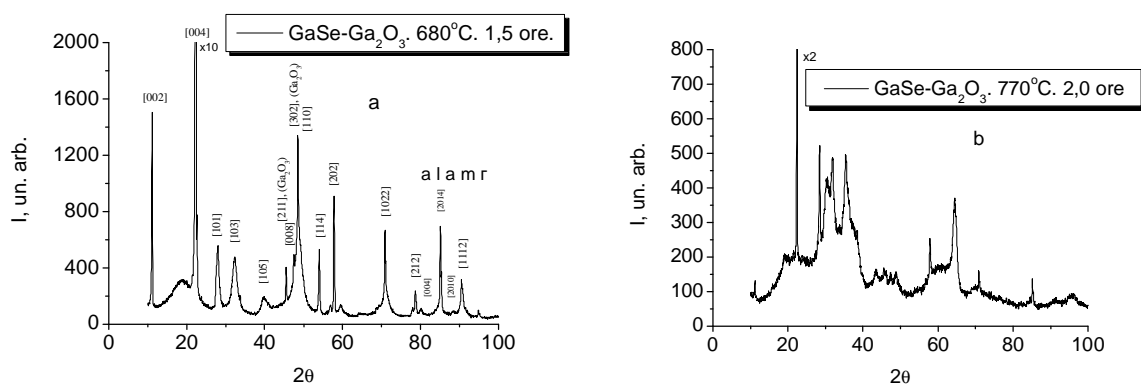


Fig. 2. Difractogramele înregistrate de la particule cu diametrul mediu de $15\div 20$ μm dispersate mecanic din monocristal de $GaSe$ și oxidate în atmosferă la temperatura 680°C (a) și 770°C (b) timp de 1,5 ore și, respectiv 2 ore

În Fig. 2 a și b sunt prezentate difractogramele înregistrate de la particule cu diametrul mediu de $15 \div 20 \mu\text{m}$ dispersate mecanic din monocristal de *GaSe* și oxidate în atmosferă la temperatura 680°C (a) și 770°C (b) timp de 1,5 ore.

După cum se vede din compararea difractogramelor în rezultatul tratamentului termic, odată cu formarea oxidului propriu (Ga_2O_3 , vezi reflexele $2q = 47,5^\circ$) au loc și un șir de transformări de fază. La temperatura de oxidare de 680°C se formează și faza romboedrică γ ($2q = 85,36^\circ$), Fig. 2a. Mult mai pronunțate sunt schimbările în rețeaua cristalină a monoseleniurii de galiu în rezultatul căreia se formează noi faze cum ar fi compușii selenului și a galiului cu oxigenul, dar și a unor compuși de tipul Ga_2Se_3 sau ternari. În Tabelul 2 sunt introduse unghiurile de difracție și unele identificări structurale ale compoziției materialului format prin tratament termic a pulberii de *GaSe* în atmosfera normală la temperatura 770°C .

Tabelul 2

Unghiurile de difracție și identificări structurale a compoziției materialului format prin tratament termic a pulberii de *GaSe* în atmosfera normală la temperatura 770°C

2θ	11,22	19,12	22,40	28,44	30,48	31,84
Planele de difracție	(002)	$10\bar{2}$	(004)	102, 103	$10\bar{4}$	$20\bar{2}$
Politipul compusului	$\epsilon\text{-GaSe}$	Ga_2O_3 monoclinic	$\epsilon\text{-GaSe}$	$\delta\text{-GaSe}$	$\epsilon\text{-GaSe}$	$\epsilon\text{-GaSe}$

2θ	35,38	38,48	43,40	45,54	47,36	48,74
Planele de difracție	?	(202)	(100)	(1016)	(302)	(107)
Politipul compusului	?	Ga_2O_3 monoclinic	$\beta\text{-GaSe}$	$\epsilon\text{-GaSe}$	Ga_2O_3 monoclinic	$\epsilon\text{-GaSe}$

2θ	57,28	64,44	70,88	85,10	91,32	95,58
Planele de difracție	(203)	$21\bar{7}$	(1022) (0012)	(2010) (0014)	?	?
Politipul compusului	$\delta\text{-GaSe}$	Ga_2O_3 monoclinic	$\delta\text{-GaSe}$ $\epsilon\text{-GaSe}$	$\epsilon\text{-GaSe}$ ($\beta\text{-GaSe}$)	?	?

Concluzii

1. Odată cu micșorarea dimensiunii cristalitelor de la 60 μm pînă la $\sim 1 \mu\text{m}$ are loc deformarea rețelei cristaline, ceea ce contribuie la lărgirea conturului reflexelor dintre planele apropiate (100) (200) (002) ș.a.

2. La micșorarea dimensiunii cristalitelor, de la $10\div 5 \mu\text{m}$ și mai mici, se atestă micșorarea intensității liniilor de difracție de la sistemul de plane depărtate (indici Miller mari) (1011) (2010) (1016) ceea ce servește ca indicatori despre păstrarea coordonaticii la distanțe mici. La dimensiuni submicronice a pulberilor apare probabilitatea restructurării rețelei cristaline și formarea fazei Ga_2Se_3 .

3. Defectele structurale de pe suprafața pulberilor de GaSe servesc ca centre de obținere a oxidului propriu. Odată cu micșorarea dimensiunii particulelor are loc majorarea ratei de captare a oxigenului și de formare a oxidului Ga_2O_3 .

4. În rezultatul dispersării mecanice a monocristalelor de $\epsilon\text{-GaSe}$ în pulbere cu dimensiuni mai mici de 60 μm și oxidarea acestora la temperaturi $680\div 770^\circ\text{C}$, are loc formarea oxidului Ga_2O_3 , a compusului Ga_2Se_3 și transformarea de fază $\epsilon\text{-}\delta$.

Referințe

1. Драпак, С.И., Гаврилюк, С.В., Ковалюк, З.Д., Литвин, О.С. ФТП. 42 (4) (2008) 423-430.
2. Gautam, U.K., Vivekchand, S.R.C., Govindaraj, A., Kulkarni, G.U., Selvi, N.R. and Rao, C.N.R.. J. Am. Chem. Soc., 127 (11) 2005 3658–3659.
3. Balitskii, O.A.. Materials Letters. 60/5 (2006) 594-599.
4. Gautam, U.K., Vivekchand, S.R.C., Govindaraj, A., Rao, C.N.R. Chemical Communications (31) (2005) 3995-3997.
5. Basinski, Z.S., Dove, D.B. and Mooser, E. Helv. phys. Acta 34 (1961) 373; J. appl. Phys. 34 (1963) 469.
6. Бродин, М.С., Блонский, И.В. Экситонные процессы в слоистых кристаллах. Киев, Наука Думка 1986, 253 стр.
7. Benazeth, S. et al. Acta Crystallogr., Sec. C. 44, 234 (1988). (Bibl. Electr. XRD).

CZU:

STRUCTURA CRISTALINĂ ȘI TRANSFORMĂRILE DE FAZĂ ALE COMPUSULUI *GaSe*, DISPERSAT MECANIC ȘI OXIDAT TERMIC ÎN ATMOSFERA NORMALĂ

Igor Evtodiev, conf.dr.; **Dumitru Untila**, student
(Universitatea de Stat din Moldova, Chisinau, Moldova)

Liviu Leontie, dr.
(Universitatea „Al. I. Cuza”, Iași, România.)

Iulia Caraman, conf. dr.
(Universitatea din Bacău, Romania)

Delia Davidescu, doctorandă; **Adrian Dafinei**, prof. dr.
(Universitatea din București, Romania)

Leonid Palachi, conf.dr.
(ULIM, Chisinau, Moldova)

În lucrare, prin intermediul difracției de raze X, se studiază transformările structurale ale cristalelor de *GaSe*, dispersate mecanic pînă la dimensiuni medii de $0,1\div 60\ \mu\text{m}$ și oxidate termic în atmosferă normală.

Lărgirea conturului liniilor de difracție, cît și împrăștierea intensă de fond a radiației $Cu_{K\alpha}$ de la ansamblurile de plane (100), (101) (004) sunt cauzate de deformațiile interne, pe cînd deplasările planelor atomice în împachetările stratificate *Se-Ga-Ga-Se* conduc la transformări de fază. La dimensiuni ale cristalitelor de $10\div 5\ \mu\text{m}$ și mai mici se observă micșorarea intensității liniilor de difracție de la ansamblul de plane (1011) (2010) (1016) ceea ce indică despre păstrarea ordinei de aranjare la distanțe mici.

Prezentat la redacție la 17.10.09

CZU:

SPECTROSCOPIA FTIR PENTRU ANALIZA SUBSTANȚELOR ORGANICE ÎN DIVERSE STĂRI

Silvia Evtodiev, masterand; **Gheorghe Golubenco**, conf.dr.
(Universitatea de Stat din Moldova, Chișinău, Moldova)

În lucrare sunt cercetate spectrele FTIR de transmisie, reflexie optică (T , R) și reflexie difuză (RD) ridicate la temperatura normală, în domeniul spectral 7800 cm^{-1} – 350 cm^{-1} , cu rezoluția de 4 cm^{-1} , pentru eșantioane din polistiroil colorat și incolor, vopsele aplicate pe suprafața polistiroilului, eșantioane cristaline de diamant, pulberi micro și nanodimensionale, preparate din cristale semiconductoare de $GaSe$ luate ca obiect de studiu.

Introducere

Un rol important pentru analiza substanțelor în diverse stări revine astăzi spectroscopiei optice în general, și a Spectroscopiei Infraroșie (SIR), în particular. În lucrare sunt prezentate rezultate experimentale ale investigațiilor IR moderne, aplicative și sunt descrise unele posibilități analitice, axate pe direcția științei materialelor, compozitelor nanostructurate, care direct pot fi orientate asupra expetizelor judiciare, obiectelor de artă, arheologice ș.a. Structura moleculară și cristalină a unor compuși, precum și analiza cantitativă a amestecurilor de diferite compoziții sunt numai câteva dintre problemele din lucrare care pot fi soluționate cu ajutorul spectrometrului Jasco FT/IR-6300R din cadrul LCȘ „Fotonică și Metrologie Fizică” a Facultății de Fizică, USM.

Metodica experimentului

În scopul identificării substanțelor sunt utilizate diverse librării electronice care includ peste 10000 spectre etalon.

În lucrare, în calitate de exemplu și ca obiect de studiu, au fost luate o serie de substanțe organice sub formă de pulberi cu dimensiuni micronice și submicronice, identificate cu ajutorul librăriilor electronice de spectre analitice. Utilizând pachetul software, a fost efectuată analiza spectrală pentru substanțe martor în formă de pulberi și construită biblioteca de spectre. Validarea, analiza cantitativă, căutarea în biblioteci de spectre, analiza după gruparea funcțională și alte operații analitice, necesare pentru identificarea substanțelor organice în diverse stări, se fac automat, în mod electronic, cu afișarea rezultatului în comparație cu minim de 50 spectre etalon.

Sunt investigate spectrele de transmisie și reflexie a radiației IR de la filme din vopsele depuse pe polisterol și de la pulberi organice nanostructurate cu dimensiuni de $\sim 0,045$ – $250\text{ }\mu\text{m}$. În lucrarea [1] sunt prezentate spectrele de absorbție, în domeniul 2000 cm^{-1} – 400 cm^{-1} , pentru filme de polistiroil alb cu vopsea gri, polistiroil alb și a vopselei gri identificate ca parte componentă a sacoșei „MARKET Nr 1” în scopul identificării vopselei Gri depuse pe polistiroilul alb prin inscripția „MARKET”.

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

În intervalul numerelor de undă $500\div 7000\text{ cm}^{-1}$ se pun în evidență benzi de absorbție cauzate de prezența moleculelor ușoare, captate din atmosferă, pe suprafața eșantionului. Caracteristic unor spectre este banda 3300 cm^{-1} ce corespunde vibrației legăturilor *O-H* ale moleculelor H_2O . Totodată, banda localizată la 1560 cm^{-1} este condiționată de vibrația legăturilor în molecule ce conțin carbon (moleculele de metan), adsorbite pe suprafața eșantionului. De asemenea, cu prezența legăturilor oxigenului cu azotul sunt legate benzile de absorbție 720 cm^{-1} și 512 cm^{-1} .

În Fig. 1 (a și b) sunt prezentate spectrele de absorbție, caracteristic pentru eșantionul confecționat din polistiroil incolor, la temperatura normală. În acest spectru se pun în evidență clar, benzile de absorbție fundamentale, localizate în domeniul spectral de la 4000 cm^{-1} pînă la 350 cm^{-1} .

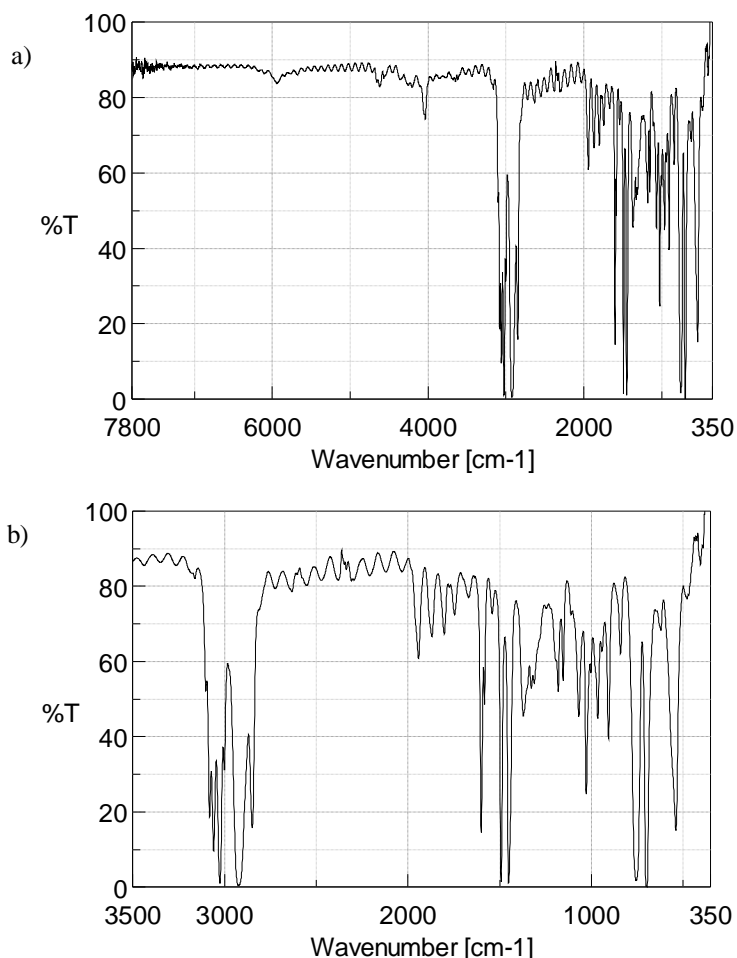


Fig.1. Spectrul de absorbție pentru polistiroilul incolor la temperatura $T=293\text{ K}$

Pentru comparație, în fig. 2 sunt prezentate spectrele de transmisie FTIR pentru trei eșantioane din polistirol vopsit în culoare albă (curba 1), albă împreună cu gri (curba 2) și cu vopsea albă cu oranj (curba 3). Pentru a pune în evidență spectrele de absorbție a vopselelor au fost ridicate spectrele de transmisie prin excluderea suportului din polistirol.

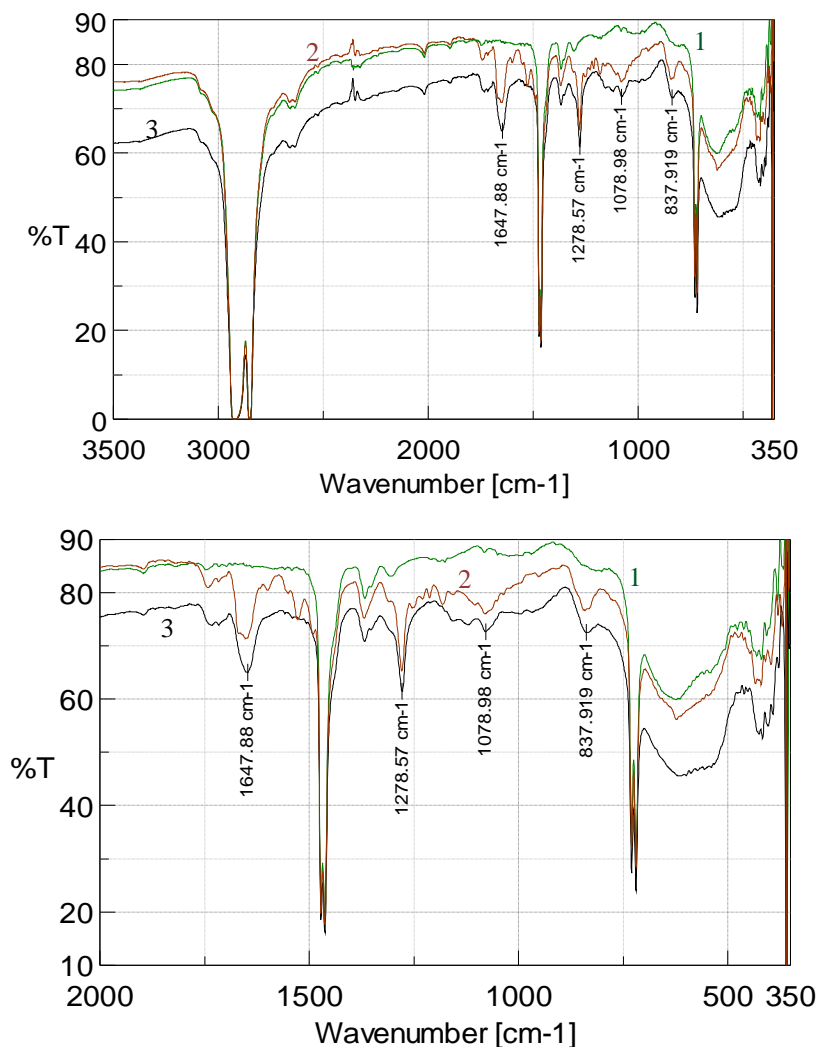


Fig. 2 Spectrele de transmisie FTIR pentru polistirol vopsit în culoare albă (curba 1), albă + gri (curba 2) și cu vopsea albă + oranj (curba 3). T=293 K.

În fig. 3 sunt expuse spectrele de transmisie FTIR pentru cele trei vopsele: de culoare albă (curba 1), albă împreună cu gri (curba 2) și cu vopsea albă cu oranj (curba 3). Se observă că pentru vopseaua albă cu gri, și respectiv, albă cu oranj se pun în evidență benzile de vibrație- rotație localizate la $1647,88\text{ cm}^{-1}$, $1278,57\text{ cm}^{-1}$,

1078,98 cm^{-1} și continuum de la 837,919 cm^{-1} . Aceste benzi vibraționale pot servi drept reper calitativ pentru componenții constituenți în acești coloranți, și pot servi ca repere analitice pentru căutarea în biblioteca electronică de spectre a spectrometrului Jasco FT/IR-6300R.

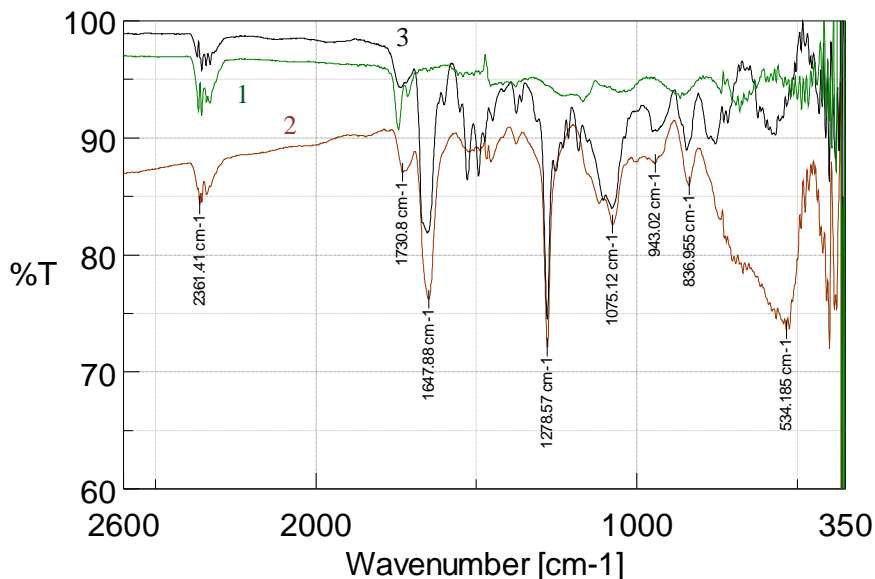


Fig. 3 Spectrele de transmisie FTIR pentru vopseaua aplicată pe polistirol. Culoarea vopselei: albă (curba 1), albă + gri (curba 2) și albă + oranj (curba 3). T=293 K

Ca exemplu analitic pentru cristale, în scopul identificării substanțelor, informație importantă oferă și spectrul de transmisie FTIR ridicat de la cristalul de diamant la temperatura normală. În Fig. 4 se prezintă spectrele de transmisie și absorbție pentru eșantionul de diamant, care au fost obținute cu o rezoluție optică de 4 cm^{-1} .

Spectrometrul Jasco 6300R este echipat și cu un accesoriu pentru reflexie difuză cu ajutorul căruia pot fi cercetate substanțe în formă de pulberi micronice și submicronice destinate atât pentru expertiza lor, cât și în scopuri științifice, referitor la știința materialelor. În calitate de exemplu în Fig. 5 sunt prezentate spectrele de reflexie difuză de la pulberi preparate din cristale stratificate de monoseleniură de galiu.

Vom analiza în continuare influența dimensiunii particulelor asupra structurii spectrului de reflexie FTIR, în intervalul 7800÷100 cm^{-1} , ridicat de la pulberi cristaline de monoseleniură de galiu. În Fig. 5 este prezentat spectrul $R(\tilde{n})$ de la particule de *GaSe* cu dimensiunile medii de la ~ 60 μm până la ~ 0,1 μm .

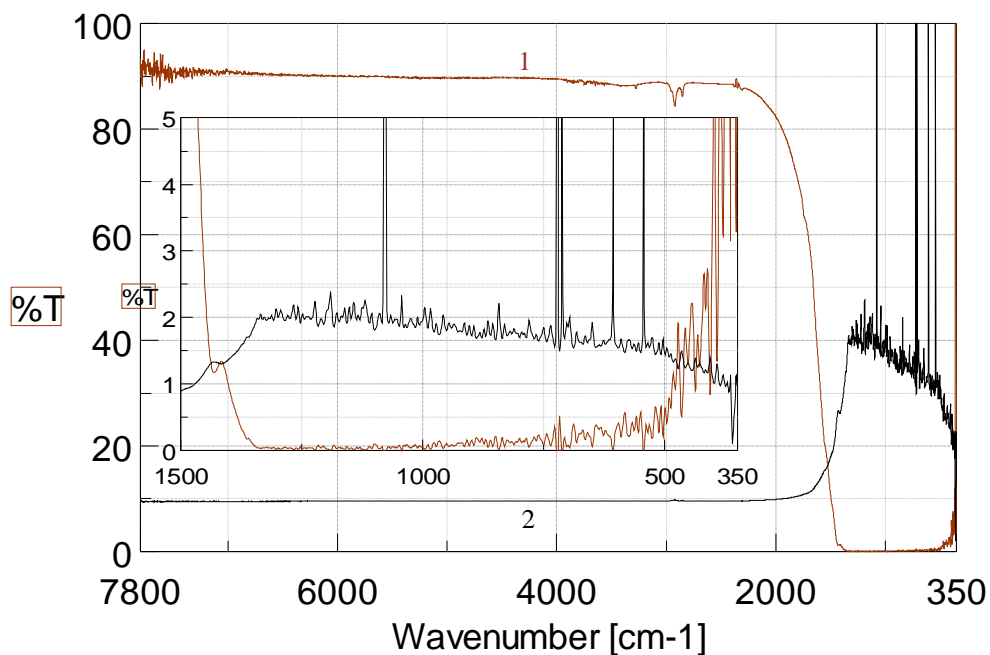


Fig.4. Spectrul de transmisie (curba 1) și absorbție (curba 2) FTIR pentru cristalul de diamant la temperatura normală. Rezoluția optică este de 4 cm⁻¹

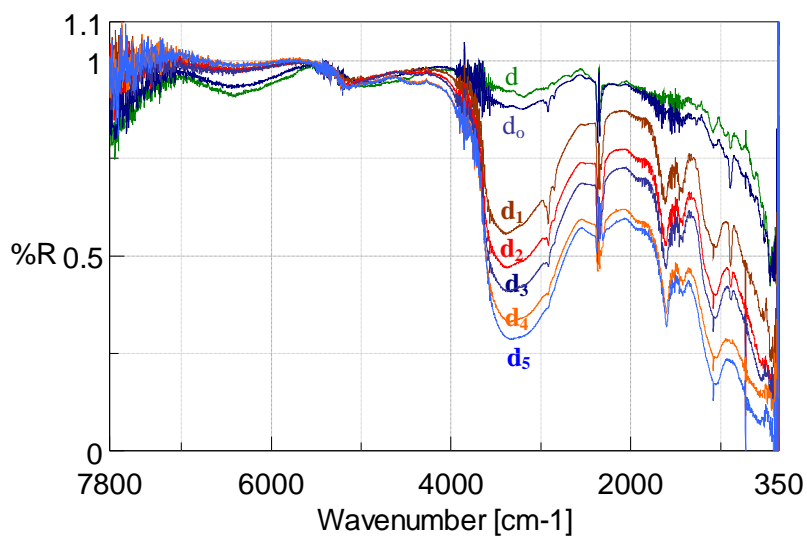


Fig. 5. Spectrul $R(\tilde{\nu})$ de la monocristal de *GaSe* (d), cristal deformat mecanic (d₀) și particule de *GaSe* cu dimensiunile medii de la d₁=60 μm pînă la ~d₅=0,1 μm.

După cum se poate constata din analiza spectrelor 1 și 2, în intervalul numerelor de undă $7800 \text{ cm}^{-1} < \tilde{n} < 7250 \text{ cm}^{-1}$, benzile de absorbție a pulberilor cu diametru diferit, coincid cu a acestora oxidate la temperatură înaltă ($680 \div 770$)°C. Aceste benzi de absorbție sunt determinate de prezența moleculelor H_2O , CO_2 și CO adsorbite pe suprafață și intercalate în straturile de $GaSe$ și $GaSe$ -oxid propriu (Ga_2O_3). Intensitatea benzilor de absorbție a vaporilor H_2O ($2900 \div 3600$) cm^{-1} , 1637 cm^{-1} este în creștere odată cu micșorarea dimensiunii particulelor reflectante de la $d_1=60 \mu\text{m}$ pînă la $d_5=0,1 \mu\text{m}$.

Întrucît, pe măsura micșorării dimensiunii particulelor raportul dintre aria medie și volum este în creștere, putem conchide că vaporii de apă îndeosebi se adsorb pe suprafața particulelor. Totodată din Fig. 5 intensitatea modelor de vibrație- rotație \tilde{n}_1 și \tilde{n}_3 ale moleculelor CO_2 inițial este în creștere de la $60 \mu\text{m}$ pînă la $\sim 10 \div 15 \mu\text{m}$ și în continuare intensitatea acestor benzi descrește rapid odată cu dimensiunea particulelor. Această dinamică a benzilor de absorbție poate fi interpretată numai dacă admitem că în ansamblu moleculele de CO_2 se intercalează în straturile de $GaSe$. CO_2 este o moleculă liniară cu lungimea de $\sim 2,2 \text{ \AA}$. Prezența în spectrul $R(\tilde{n})$ a benzilor de absorbție determinată de vibrațiile \tilde{n}_1 și \tilde{n}_3 indică că aceste molecule sunt localizate în spațiul dintre împachetările stratificate și sunt orientate perpendicular pe suprafața împachetării. În această regiune a spectrului se formează o nouă bandă cu maxim pronunțat la $\tilde{n} = 1079,94 \text{ cm}^{-1}$ conturul specific al acestei benzi de vibrație rotație (banda de vibrație rotație PQR) cu banda Q intensă (picul central) sunt criterii a apartenenței acesteia la vibrație a moleculei neliniare. Întrucît, în intervalul numerelor de undă ($800 \div 1400$) cm^{-1} , de obicei sunt localizate modele de vibrație a scheletelor macromoleculelor putem admite că moleculele de CO_2 sunt intercalate în $GaSe$.

La dimensiuni mari ale particulelor lipsesc legăturile carbonului cu moleculele vecine și în spectrul $R(\tilde{n})$ sunt prezente vibrațiile caracteristice pentru legăturile liniare $O = C = O$. La dimensiuni mici a particulelor capacitatea de intercalare a moleculelor de CO_2 din atmosferă crește, și ca rezultat, se formează legături noi ale carbonului. Aceste formațiuni noi natural conduc la mărirea dimensiunii parametrului c ale rețelei cristaline, fapt pus în evidență în roentgenogramele înregistrate de la pulberile de $GaSe$.

În intervalul spectral 1400 cm^{-1} se evidențiază dinamica la trei benzi de vibrație ($\tilde{n}_a = 420,8 \text{ cm}^{-1}$, $\tilde{n}_b = 720,3 \text{ cm}^{-1}$ și $\tilde{n}_c = 859,0 \text{ cm}^{-1}$). Banda \tilde{n}_a după cum se vede din Fig. 5 este pronunțată la dimensiuni de zeci de micrometri și se atenuază odată cu micșorarea dimensiunilor cristalitelor. Întrucît în această regiune spectrală nu sunt prezente modurile de vibrație ale rețelei în politipii monoseleniurii de Ga , prezența acestora poate fi legată cu vibrația atomilor

metalului (*Ga*) din interiorul împachetării stratificate și oxigenul din moleculele de CO_2 intercalate în spațiul dintre împachetări. De asemenea, cu modele de vibrație longitudinale ale legăturilor *Ga-O-C* este legată prezența benzii $\tilde{\nu}_c$. Ținând seama că în procesul de dispersare a cristalitelor de *GaSe* acestea se despică în fragmente de filme subțiri, și că moleculele de CO_2 se intercalează în spațiul dintre împachetări, odată cu micșorarea volumului particulelor (îndeosebi a grosimii) se micșorează concentrația legăturilor *Ga-O-C* și respectiv intensitatea benzii $\tilde{\nu}_c$.

Concluzii

- Moleculele de CO_2 , se adsorb preponderent, atât pe suprafața exterioară a eșantioanelor, cât și se intercalează în acestea odată cu micșorarea dimensiunilor structurale, iar în cele din urmă spectrele de vibrație a moleculelor de CO_2 pot servi drept indicator pentru analize.
- Faptul că intensitatea benzii cu maxim la $3423,9\text{ cm}^{-1}$ se manifestă după intensitate, ne permite să conchidem că moleculele de H_2O se adsorb preponderent pe suprafața exterioară a particulelor de *GaSe*. Vibrațiile legăturii *Se* de la suprafața împachetării stratificate și suprafața exterioară a particulei de *GaSe* cu hidrogenul din stratul de H_2O de pe suprafață formează banda de vibrație- rotație (ramurile P și R) cu maxime la 2855 și $2921,6\text{ cm}^{-1}$.

Referințe

1. Evtodiev, S., Golubenco, Gh. Expertiza în Spectroscopie Infraroșie cu Transformare Fourier (FTIR), Conferința științifică a magistranzilor și doctoranzilor. Cercetare și inovare - perspective de evoluție și integrare europeană, 23 septembrie 2009.

CZU:

SPECTROSCOPIA FTIR PENTRU ANALIZA SUBSTANȚELOR ORGANICE ÎN DIVERSE STĂRI

Silvia Evtodiev, masterand; **Gheorghe Golubenco**, conf.dr.
(Universitatea de Stat din Moldova, Chișinău, Moldova)

În lucrare sunt cercetate spectrele FTIR de transmisie, reflexie optică (*T*, *R*) și reflexie difuză (*RD*) ridicate la temperatura normală, în domeniul spectral 7800 cm^{-1} - 350 cm^{-1} , cu rezoluția de 4 cm^{-1} , pentru eșantioane din polistiroil colorat și incolor, vopsele aplicate pe suprafața polistiroilului, eșantioane cristaline de diamant, pulberi micro și nanodimensionale, preparate din cristale semiconductoare de *GaSe* luate ca obiect de studiu.

Prezentat la redacție la 17.10.09

CZU: 535.37

CERCETAREA CARACTERISTICII CURENT-TENSIUNE PENTRU STRUCTURILE DE TIP SANDWICH In – ZnSe – In

Mihail Popa, l.sup.dr.

(Universitatea de Stat „Alec Russo” din Bălți, Moldova)

Gheorghe Ioan Rusu, prof.dr.

(Universitatea „Al. I. Cuza” din Iași, România)

În această lucrare se studiază caracteristica curent-tensiune pentru structurile de tip sandwich In-ZnSe-In. Valorile găsite pentru înălțimea barierii de potențial concordă bine cu cele găsite pentru cristalele de ZnSe. Aceasta se poate explica prin faptul că în cadrul sistemelor sandwich contactul dintre cristalite poate influența mai puțin mecanismul conducției electrice.

Introducere

Dezvoltarea optoelectronicii necesită crearea unor surse semiconductoare de lumină și fotoreceptori pentru domeniul vizibil al spectrului. Cele mai avansate materiale în acest scop sunt compușii semiconductori de tip $A^{II}B^{VI}$: ZnS, ZnSe, ZnTe, CdSe și CdTe. Caracteristicile curent – tensiune ale unor sisteme de tip sandwich metal – semiconductor – metal pot oferi informații importante referitoare la structura benzilor energetice și înălțimea barierii de potențial de la interfața metal-semiconductor.

Lucrarea respectivă își propune scopul de a prezenta unele rezultate privind caracteristicile curent-tensiune pentru structurile de tip In – ZnSe – In.

Metodica experimentală

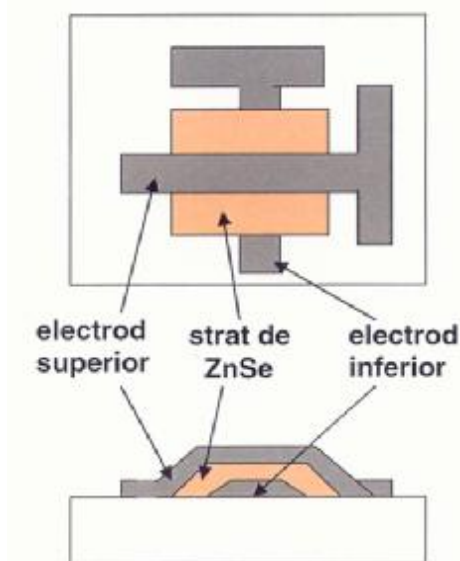


Fig. 1. Celulă de tip sandwich

Pentru studiul caracteristicilor curent-tensiune s-a folosit un dispozitiv cu două sonde care contactează celulele de tip sandwich [7].

Pentru confecționarea celulelor sandwich s-a folosit metoda evaporării termice în vid, utilizând instalația UVN – 70A – 1. La început, pe suportul de sticlă, s-a depus primul electrod de In, peste care s-a depus stratul subțire de ZnSe, iar peste acesta – celălalt electrod metalic de In (Fig. 1).

Anterior depunerii, pentru îndepărtarea impurităților, suporturile se introduceau în amestec cromatic unde se mențineau un timp îndelungat (peste 24h). După aceea, se

scoteau și se clăteau cu apă distilată de câteva ori. Pentru îndepărtarea urmelor de săruri, suporturile se clăteau apoi și în alcool etilic (98%) și se puneau la uscat.

Ridicarea caracteristicilor curent – tensiune s-a făcut cu ajutorul unui electrometru tip KEYTHLEY 6517A.

Rezultate experimentale

În figura 2 este prezentată caracteristica curent-tensiune pentru sistemul de tip In – ZnSe – In. Analizând aspectul acesteia putem distinge două porțiuni distincte:

- prima porțiune, care este caracterizată printr-o dependență liniară a intensității curentului în funcție de tensiunea aplicată și care respectă legea lui Ohm;

- a doua porțiune, care prezintă o creștere aproape exponențială a intensității curentului cu tensiunea aplicată.

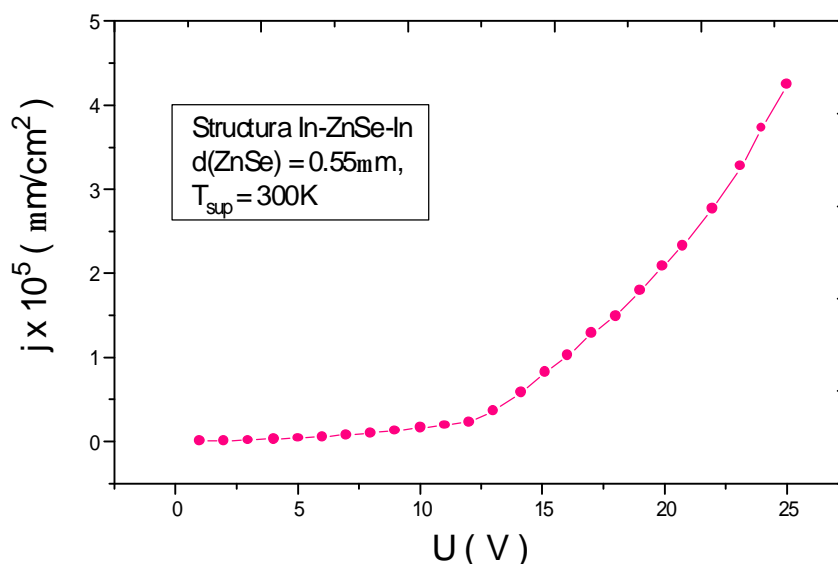


Fig.2. Caracteristica curent-tensiune pentru structura de tip In-ZnSe-In

Mecanismul de conducție electrică limitat de sarcina spațială este caracteristic straturilor subțiri obținute din materiale cu bandă interzisă largă. În acest tip de mecanism conductivitatea electrică depinde de dimensiunile eșantionului. Astfel, dacă d este distanța dintre electrozii plan paraleli, între care se găsește eșantionul, densitatea de curent este dată de legea pătratică Mott-Gurney [1-6]:

$$J = \frac{9}{8} \frac{\mu \varepsilon_0 \varepsilon_r}{d^3} \frac{N_C}{N_t} \left[\exp\left(-\frac{E_t}{k_B T}\right) \right] U^2 \quad (1)$$

unde m este mobilitatea purtătorilor de sarcină, ε_0 este permitivitatea electrică a vidului, ε_r este permitivitatea relativă a semiconductorului, N_C este densitatea de stări din banda de conducție, N_t este concentrația capcanelor a căror nivel energetic este situat în banda interzisă la energia E_t față de marginea inferioară a benzii de conducție, iar U este tensiunea aplicată.

Impuritățile, dislocațiile, precum și alte tipuri de defecte structurale dintr-un eșantion pot constitui capcane pentru purtătorii de sarcină din semiconductor. În cazul când capcanele nu sunt monoenergetice ci prezintă o distribuție energetică exponențială în banda interzisă de forma

$$N(E) = N_0 \exp\left(-\frac{E}{k_B T_t}\right), \quad (2)$$

densitatea de curent va fi dată de relația [3, 4]

$$J = e\mu N_c \left(\frac{\varepsilon}{eN_0 k_B T_t}\right)^L \left(\frac{V}{d}\right)^{L+1}, \quad (3)$$

unde $L = T_t/T$, T_t fiind o temperatură caracteristică care poate fi determinată experimental [3, 4].

În cazul în care mecanismul de conducție este de tip Richardson-Schottky, densitatea de curent se exprimă prin relația [1, 2]

$$J_{RS} = AT^2 \left[\exp\left(-\frac{\Phi_0}{k_B T}\right) \right] \exp\left[\frac{1}{k_B T} \left(\frac{e^3 U}{4\pi \varepsilon_0 \varepsilon_r d} \right)^{1/2} \right], \quad (4)$$

unde A este constanta "efectivă" Richardson-Dushman

$$A = \frac{4\pi m_e e k_B^2}{h^3}, \quad (5)$$

iar Φ_0 este înălțimea barierii de potențial de la interfața metal-semiconductor și m_e – masa efectivă a purtătorilor de sarcină.

Logaritmăm expresia (4) și obținem

$$\ln J_{RS} = \ln(AT)^2 - \left(\frac{\Phi_0}{k_B T}\right) + \left[\frac{1}{k_B T} \left(\frac{e^3 U}{4\pi e_r \varepsilon_0 d} \right)^{1/2} \right]. \quad (6)$$

Pentru eșantioanele cercetate de noi caracteristicile curent-tensiune au fost reprezentate în coordonate Schottky ($\ln J$, $U^{1/2}$) și ele s-au dovedit a fi liniare. Prin extrapolarea porțiunii liniare a unei curbe $\ln J = f(U^{1/2})$ (Fig. 3) pentru $\sqrt{U} \rightarrow 0$ se poate determina înălțimea barierii de potențial de la interfața metal-semiconductor

$$\Phi_0 = k_B T \left[\ln(AT)^2 - \ln J_{RS} \right]. \quad (7)$$

În tabel sunt indicate unele valori ale lui Φ_0 , calculate pentru mai multe eșantioane de tip In – ZnSe – In.

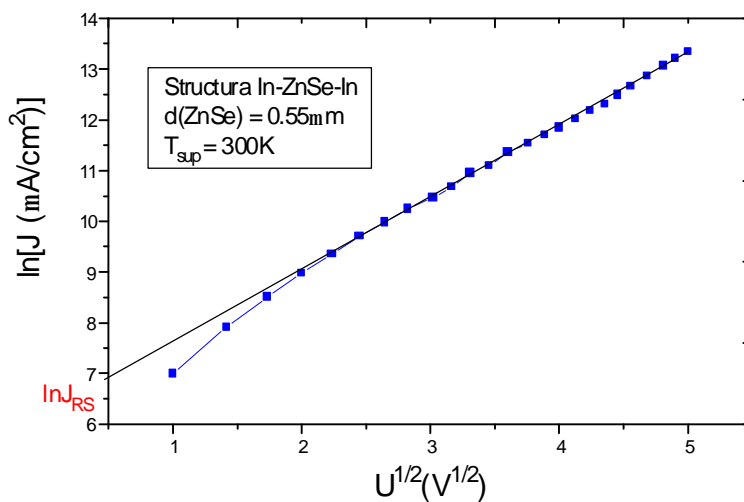


Fig. 3. Dependența $\ln J = f(U^{1/2})$ pentru sistemul de tip sandwich In – ZnSe – In

Valorile înălțimii barierei de potențialului pentru sistemul In – ZnSe – In

Proba	d (μm)	$\ln J_{RS}$ (μA/cm ²)	Φ_0 (eV)
SD.055	0.55	6.20	0.679
SD.062	0.62	7.50	0.679
SD.077	0.77	8.75	0.678
SD.084	0.84	9.10	0.678
SD.099	0.95	9.30	0.678

Valorile găsite pentru Φ_0 concordă bine cu cele găsite pentru cristalele de ZnSe [1, 2]. Aceasta se poate explica prin faptul că în cadrul sistemelor sandwich contactul dintre cristalite poate influența mai puțin mecanismul conducției electrice.

Concluzii

1. Au fost confecționate celule de tip sandwich In – ZnSe – In. Ridicarea caracteristicilor curent – tensiune s-a făcut cu ajutorul unui electrometru tip KEYTHLEY 6517A.

2. Au fost reprezentate caracteristicile curent-tensiune în coordonate Schottky $\ln J = f(U^{1/2})$ și s-a determinat înălțimea barierii de potențial (Φ_0) de la interfața metal-semiconductor. Valorile găsite pentru Φ_0 concordă bine cu cele găsite pentru cristalele de ZnSe.

Bibliografie

1. Moss, T.S., Landsberg, P.T., (Eds), *Handbook on Semiconductors, Basic Properties of Semiconductors*, Amsterdam-New York-London-Tokio, North-Holland, 1992, 504 p.
2. Rusu, G.I., *Appl.Surf.Sci.*, nr.65/66, 1993, 381p.
3. Lampert, M.A., Mark P., *Current Injections in Solids*, Academic Press, New York, 1970.
4. Gould, R.D., *J.Appl.Phys.*, 53(4) (1982) 3353.
5. Dascălu D., *Electronic processes in unipolar solid-state devices*, Ed.Academiei, București, Abacus Press, Tunbridge, Kent, 1977.
6. Licea, I., Ruxandra, V., Secăreanu, I., *Analele Universității București, Fizica*, v. XXVI, 1977, 53p..
7. Popa, M. E., *Contribuții la studiul proprietăților electrice și optice ale unor compuși semiconductori binari în straturi subțiri*: Rezumatul tezei de doctorat, Universitatea "Al. I. Cuza", Iași, 2003, 56p.

CZU: 535.37

THE RESEARCH ON CURRENT-TENSION CHARACTERISTIC FOR SANDWICH In – ZnSe – In STRUCTURES

Mihail Popa, Senior lecturer, PhD
(“Alec Russo” Balti State University, Moldova)
Gheorghe Ioan Rusu, Professor, PhD
(„Al. I. Cuza” University of Iasi, Romania)

This research studies the current – tension characteristic for sandwich In – ZnSe – In structures. The dimensions defined for the height of potential barrier fully correspond to those discovered for ZnSe crystals. It might be explained the contact between crystals may less influence the mechanism of electrical conduction.

Prezentat la redacție la 20.08.09

CZU:

VORTEX FLOW IN MgB₂ FILMS IN DEFERENT MAGNETIC FIELD WITH ARTIFICIAL PINNING CENTERS ON THEIR SURFACE

Andrei Surdu, SR; **Vladimir Zdravkov**, PSR, PhD; **Adnan Awawdeh**, SR, PhD;
Andrei Prepelitsa, SSR, PhD; **Anatoli Sidorenko**, Professor, Doctor Habilitat
(Institute of Electronic Engineering and Industrial Technologies ASM, Kishinev)
Günter Obermaier, Professor, PhD; **Achim Wixforth**, SR, Professor
(Institute of Physics, University of Augsburg, Augsburg, Germany)
Horst Hahn, SR, Professor
(Institute of Nanotechnology, Karlsruhe Institute of Technology, Germany)
Thomas Koch, SR, PhD
(Friedrich-Alexander-University Erlangen-Nuremberg, Erlangen, Germany)

Introduction

The superconducting MgB₂ has a high critical current density up to $j_c=1.6 \times 10^7$ A/cm at 15K [1] what makes it very attractive for technical applications. On the other hand, a broadening of the superconducting transition under applied magnetic, as found in resistivity measurements [2], would severely limit potential applications for MgB₂. Magnesium diboride exhibits an anomalous magnetic behaviour with dendritic magnetic instabilities for vortex penetration [3] and “noise-like” jumps of the magnetization in an applied magnetic field [4], which should influence the resistive behaviour of this novel superconducting material.

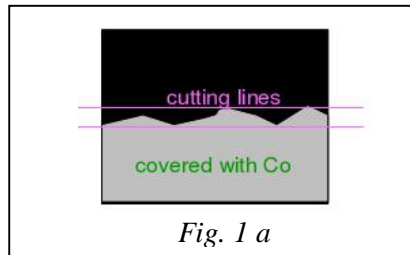
Recent experimentals have demonstrated that the dendritic instability is sensitive to external conditions [5-8]. Indeed it was shown that covering MgB₂ films with a layer of gold or aluminium suppresses the dendrite formation [7] or changes their propagation direction [8]. The embedding in MgB₂ film of a self-organized array of magnetic nanoparticles is expected to be strong stabilizing factor especially in applied magnetic fields matching with average distance between embedded magnetic nanoparticles. We investigated in present work an influence of self-organized array of Co nanoparticles which covered MgB₂ film.

Sample preperation and characterization

The MgB₂ film with a thickness about 500 nm on Sappfire substrate was prepared using “two-step” synthesis technology described in details in [9].

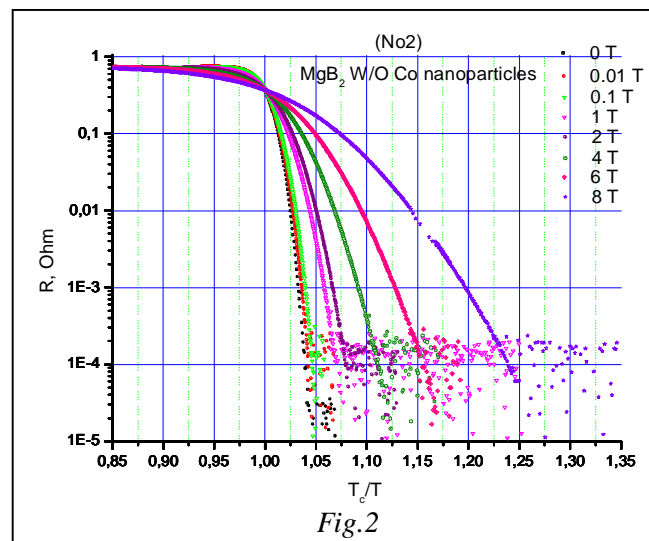
The specimen labeled No2 consisted of the MgB₂ thin film which was to one half of its area covered with Co nanoparticles. Two cuts with a diamond wheel saw

near the boundary of the covered area was performed so that we got two samples (Fig.1 a): first sample without any cover (No 2) , and second one fully covered with Co, (No2Co).



Aluminum wires of 50 μm in diameter were attached to the samples by ultrasonic bonding for four-probe resistance measurements using AC Lock-In-technique. The common electrical current 10-100 μA flown during measurements through both directly connected samples (Fig 1 b). The influence of the value of the current becomes invisible for $I \leq 60 \mu\text{A}$. All the presented on Figures 2,3 resistive measurements were performed with $I = 50 \mu\text{A}$. We used 'Oxford Instruments' He/He-cryostat and a Dewar containing superconducting solenoid which was "freshly" cooled from room temperature to 4.2 K without applied magnetic providing absence of remanence magnetization. The critical temperature T_c was determined from the mid-points of the $R(T)_{B=\text{const}}$ curves.

Results and discussion



The Figure 2 demonstrates that the uncovered sample (No2) did not show explicit linear dependence of $\ln(R)$ on T_c/T at any H - applied external perpendicular magnetic. The dependencies are smooth, monotonous but without clear linear regions. We consider this fact as a sequence of an inhomogeneity of the sample. The quantitative behavior of $\ln(R)$ on T_c/T with varied H is in good agreement with our work [2].

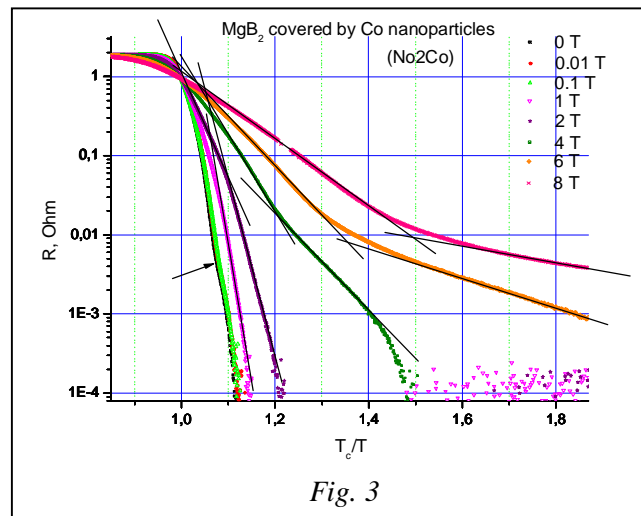


Fig. 3

Figure 3 demonstrates rather different type of dependencies of $\ln(R)$ on T_c/T with varied H of the same sample with embedded Co nano-particles (No2Co). One can conclude that magnetic nano-particles result in magnetic field which led to arising of the bend pointed on by arrow in weak applied magnetic fields ≤ 0.1 Tesla and even without applied external magnetic field. The influence of self-organized array of magnetic nano-particles becomes more visible for fields ≥ 1 Tesla. The arising and increasing of linear regions of the dependency with magnetic field is the evidence of re-ordering of bundles of vortices in a state with higher homogeneity than in the sample without Co nano-particles. [10] The increasing of the slope for the linear ranges of the curves at 1 T and 2 T with T_c/T and vanishing of described above concavity is the evidence of enhancement of pinning force due to matching effect between short-distance order parameter of vortices and average distance between self-organized embedded Co nano-particles. With increasing of magnetic field the matching effect vanishes but influence of produced by magnetic nano-particles magnetic field becomes stronger. It led to arising of a linear region with fewer slopes and pinning force. At lowest temperatures occurs one more crossover in type of vortex flow which overrides the mentioned above effect and recovers usual dependence, qualitatively the same as for noncovered by magnetic nano-particles sample in the same range of applied external magnetic field.

To conclude we investigated influence of embedded self-organized array of Co nanoparticles on resistive transitions MgB₂ films. It was found rather strong influence of the nanoparticles in applied magnetic fields ≥ 1 Tesla. We believe that arising and increasing of linear regions of the dependency $\ln(R)$ on T/T_c with magnetic field is the evidence of stabilizing of bundles of vortexes in a state with higher homogeneity which leads to increasing of pinning force especially in region where exists matching between average distance between vortexes and average distance between embedded self-organized array of Co nanoparticles. The further investigations with other magnetic material nanoparicles and better homogeneity of microstructure.

Acknowledgments

This work was supported by RFBR-Moldova grants 08.820.05.28RF “Investigation of nanostructures superconductor/ferromagnet – base element of superconducting spintronics”, 08.820.05.30RF „Cercetarea forței de pinning și a posibilităților de creștere a temperaturii critice și curentului critic în diboridul de magneziu”, and 08.820.06.43RF.

References

1. Kim, H.-J., Kang, W. N., Choi, E.-M., Kim, M.-S., Kim, K.H.P., Lee, S.-I., Phys. Rev. Lett. 87, 087002 (2001).
2. Sidorenko, A., Zdravkov, V., Ryazanov, V. *et al.* Philosophical Magazine, Vol. 85, No. 16, 1 June 2005, 1783–1790.
3. Johansen, T.H., Bazilevich, M., Shantsev, D.V., Goa, P.E., Galperin, Y.M., Kang, W.N., Kim, H.J., Choi, E.M., Kim, M.-S., Lee, S.I., Europhys. Lett. 59, 599 (2002).
4. Jin, S., Mavoori, H., Bower, C., Dover, R.B.V., Nature 411, 563 (2001).
5. Johansen, T.H., Baziljevich, M., Shantsev, D.V. *et al.* Europhys. Lett. 59, 599 (2002).
6. Rudnev, I.A., Shantsev, D.V., Johansen, T.H. and Primenko, A. Appl. Phys. Lett. 87, 042502 (2005).
7. Baziljevich, M., Bobyl, A.V., Shantsev, D.V. *et al.* Physica C 369, 93 (2002).
8. Albrecht, J., Matveev, A.T., Djupmyr, M. *et al.* Appl. Phys. Lett. 87, 182501 (2005).
9. Zdravkov, V., Sidorenko, A., Rossolenko, A. *et al.* Journal of Physics: Conf. S. 61 (2007) 606–611.
10. Fogel, Nina Ya., Cherkasova, Victoria G., Koretzkaya, Olga A., Sidorenko, Anatoly S., Phys. Rev. B, 55 N1 85-88 (1997).

CZU:

**VORTEX FLOW IN MgB₂ FILMS IN DEFERENT
MAGNETIC FIELD WITH ARTIFICIAL PINNING CENTERS
ON THEIR SURFACE**

Andrei Surdu, CȘ; Vladimir Zdravkov, CȘPr, dr.; Adnan Awawdeh, CȘ, dr.;

Andrei Prepelitsa, CȘS, dr.; Anatoli Sidorenko, prof.dr.hab.

(Institutul de Inginerie Electronică și Tehnologii Industriale “D. Ghițu”, AȘM)

Günter Obermaier, prof.dr.; Achim Wixforth, CȘ, prof.

(Institutul de Fizică Experimentală, Universitatea din Augsburg, Germania)

Horst Hahn, CȘ, prof.

(Institutul de Nanotehnologii din Karlsruhe, Germania)

Thomas Koch, CȘ, dr.

(Universitatea Erlangen-Nuremberg, Germania)

Abstract

?

?

?

Prezentat la redacție la 02.12.09

CZU:

**NON MONOTONIC BEHAVIOR OF SUPERCONDUCTING
CRITICAL TEMPERATURE OF Nb/CuNi FILMS WITH A
NANOMETER RANGE OF LAYER THICKNESS**

Roman Morari, SR; Vladimir Zdravkov, PrSR, PhD; Eugen Antropov, SR;

Adnan Awawdeh, SR, PhD; Andrei Prepelitsa, SR, PhD; Anatoli Sidorenko,

Professor, Doctor Habilitat

(Institute of Electronic Engineering and Industrial Technologies, Moldova)

Lenar Tagirov, Professor, Doctor Habilitat

(Kazan State University, Kazan, Russia)

Mihail Kupriyanov, SR, Professor

(State University „M. Lomonosov“, Moscow, Russia)

Abstract

?

?

?

?

?

Introduction

The investigation of proximity effect in superconductor–ferromagnet layered systems are of interest both from the viewpoint of implementing inhomogeneous pairing of the Larkin–Ovchinnikov–Fulde–Ferrel type [1, 2] and as a main combination of materials in constructing π -junctions [3] and superconducting logical networks on their base [4, 5]. Are especially interesting and complicated for experimental study of layered systems with ultra thin ferromagnetic layers: $d_F \ll \xi_F$ (ξ_F – the coherence length of superconducting pair in ferromagnetic). The theory predicts very unsimilar dependences of T_c from d_F in this range of thicknesses for different ratios of many parameters. The thickness and critical temperature of superconductor mean free path in superconductor and ferromagnetic, value of exchange field E_{ex} , interface parameters and the quantum-mechanical interface transparency T_m and other can affect T_c (d_F) dependence. For sufficiently strong ferromagnetics usually one can expect fast suppression of T_c with d_F increasing with a subsequent minimum, reentrance or stabilization [6]. On the other hand the presence of T_c maximum theoretically was predicted for the case of sufficiently strong spin-orbit scattering [7].

Samples preparation and characterization

The samples were deposited on oxidized Si substrates by using Z-400 (Leibold AG) system. The first Nb layer was formed by DC-magnetron sputtering then CuNi layer by RF-cathode sputtering. The diameter of the Nb and Cu/Ni targets was 75 mm. Two series of the samples with Nb layer thicknesses of 10 and 8.5 nm and equal CuNi layer were fabricated at one run by wedge method. The oxidized Si substrate with sizes 75×10 mm was placed radially with the shift of the edge at about 5 mm from the Cu/Ni target's center projection. This position was fixed during the sputtering of Cu/Ni layer, whereas the Nb target moved with linear speed to achieve the same thickness of Nb layer at all area of the substrate. After sputtering the sample was cutted on the equal pieces with period 3 mm. The details of this method are described in [8]. The measurements of T_c were performed by the four-probe technique immediately after the sample preparation to avoid the oxidation influence. The temperature of superconducting transition (T_c) was determined as a middle point of the transition. The width of the transition did not exceed 0.1 K for data on Fig.3 and 0.15 K for data on Fig.4.

The Rutherford Back Sputtering (RBS) technique was used for Cu/Ni layer thickness calibration (Fig.1) and Cu/Ni ratio determination (Fig. 2). The thickness calibration was calculated separately for Ni, Cu and Cu+Ni composition for the sample, deposited by wedge method at the same conditions as for measured ones but with 10 Cu/Ni layers and without Nb layer. One can see the linear decreasing of the Cu/Ni layer's thickness and constant Cu/Ni ratio for pieces with thickness

from 20 to 5 nm (1st region). Such thicknesses approximately correspond with the position on the wedge opposite to the Cu/Ni target. One can see the lowering of Ni concentration and the reduction of the thickness decreasing rate in the second region.

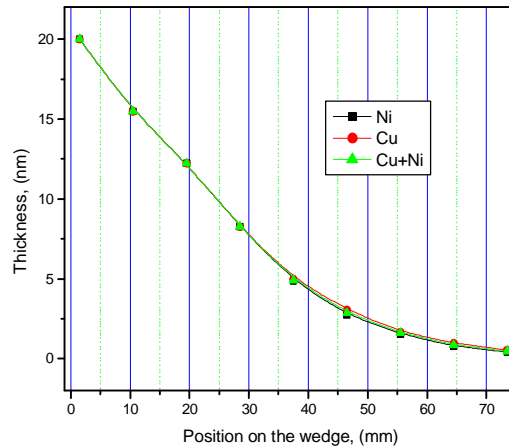


Fig. 1. Calibration curve for the ferromagnet layer thickness determination using data for Cu, Ni and Cu+Ni composition (based on RBS data).

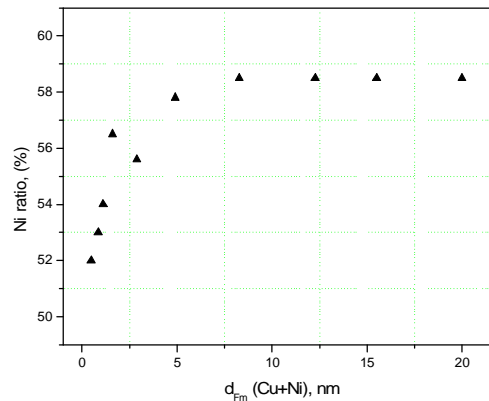


Fig. 2. The ratio of Ni in the Cu/Ni composition for various thicknesses of ferromagnetic layer.

The results and discussion

The results of measurements of critical superconducting temperature T_c and Ni ratio in CuNi composition from thickness of CuNi ferromagnetic layer d_{Fm} are presented on Fig. 3.

One can see the smooth depression of superconductivity at the high thicknesses of CuNi layer for series with $d_{Nb} = 10$ nm and full suppression of T_c for

series with $d_{\text{Nb}} = 8.4$ nm. This result can be explained on the base of proximity effect for weak ferromagnets, when we consider the decreasing of T_c owing to the proximity effect in metals and strong T_c dependence on thickness for thin Nb films. The layer with weak ferromagnetic is able to suppress T_c only in the case of sufficiently depressed superconductivity.

The unusual effect of T_c growth with increasing of d_{Fm} and Ni ratio was found for bilayer with $d_{\text{Nb}} = 10$ nm for very small (near 1 nm) CuNi thicknesses. The base of the explanation of this phenomenon can be the influence of spin-orbit scattering [7]. One can see the maximum of T_c in the range of small magnetic layer thicknesses from Fig. 5 in [7] for certain combination of magnetic and superconducting parameters. The $T_c(d_{\text{Fm}})$ maximum can be observable for sufficiently weak ferromagnetic with strong spin orbit scattering.

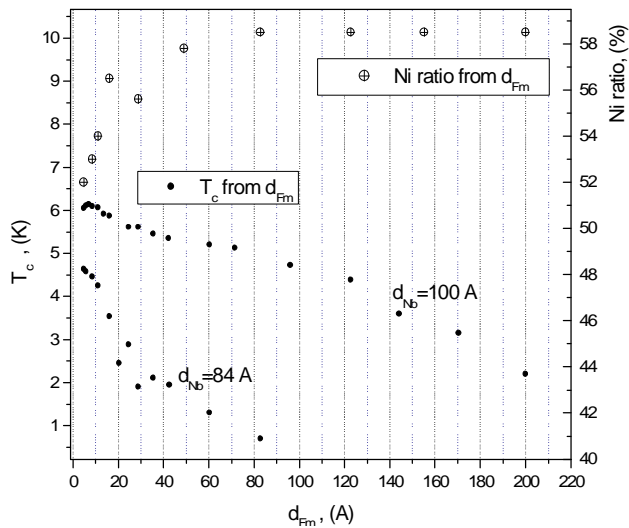


Fig. 3. The dependence of critical superconducting temperature T_c (left axis), Ni ratio in CuNi layer – (right axis) from ferromagnet CuNi layer thickness for 2 series of samples with different thicknesses of Nb layer. The thickness of Nb layer d_{Nb} is constant and $d_{\text{Nb}} = 10$ nm (the upper series of dark circles) and 8.4 nm (the lower series of dark circles)

Conclusion

Different types of critical superconducting temperature T_c dependence on thickness of ferromagnetic layer d_{F} were observed for 2 series of samples prepared in the same technological conditions but different thickness of superconducting layer (10 nm and 8.4 nm). The change of Nb layer critical temperature T_{c0} with decreasing of its thickness may be the reason of changing of $T_c(d_{\text{F}})$ dependences type.

It was found the maximum of T_c in the sub-nanometer range of dF in spite of increasing the Ni ratio with dF . The sufficiently strong spin-orbit scattering may be the possible explanation [7].

This work was supported by RFBR-Moldova grants 08.820.05.28RF, 08.820.05.30RF, and 08.820.06.43RF.

References

1. Larkin, A.I. and Ovchinnikov, Yu.N., Zh. Éksp. Teor. Fiz. 47, 1136 (1964) [Sov. Phys. JETP 20, 762 (1964)].
2. Fulde, P. and Ferrel R. A. Phys. Rev. 135, 1550 (1964).
3. Radovic, Z., Ledvij, M., Dobrosavljevic-Grujic, L. et al., Phys. Rev. B 44, 759 (1991).
4. Tagirov, L. R. Phys. Rev. Lett. 83, 2058 (1999).
5. Ryazanov, V., Oboznov, V.A., Veretennikov, A.V. and Rusanov, A.Yu. Phys. Rev. B 65, R020 501 (2001).
6. Isiumov, Yu.A., Proshin, Yu.N., Khusainov. "Achievements in Physic Sciences (Uspehi Fizicheskikh nauk)" v.172 issue 2, pp. 113-154 (2002).
7. Demler, E.A., Arnold, G.B. and Beasley, M.R. Phys. Rev. B 55, 15174 (1997).
8. Sidorenko, A.S., Zdravkov, V.I. et.al. Ann. Der Phys. (Leipzig) 12, 37 (2003).

CZU:

NON MONOTONIC BEHAVIOUR OF SUPERCONDUCTING CRITICAL TEMPERATURE OF Nb/CuNi FILMS WITH A NANOMETER RANGE OF LAYER THICKNESS

Roman Morari, CŞ; **Vladimir Zdravkov**, CŞPr, dr.; **Eugen Antropov**, CŞ;
Adnan Awawdeh, CŞ, dr.; **Andrei Prepelitsa**, CŞ, dr.;

Anatoli Sidorenko, prof.dr.hab.

(Institutul de Inginerie Electronică și Tehnologii Industriale "D. Ghițu", AȘM)

Lenar Tagirov, prof.dr.hab.

(Kazan State University, Kazan, Russia)

Mihail Kupriyanov, CŞ., prof.dr.hab.

(Moscow State University, Moscow, Russia)

Abstract în limba română

?

?

?

?

Prezentat la redacție la 02.12.09

CZU: 621.373.8

PRINCIPII DE ELABORARE A CONVERTORULUI DE TENSIUNE AL LASERULUI CU EXCIMER XeCl

**Valeriu Guțan, conf.dr.; Ion Olaru, conf.dr.; Mihail Radcenco, Mihail Negritu,
Andrei Cerneleanu**

(Universitatea de Stat „Alec Russo” din Bălți, Moldova)

În lucrare sînt descrise particularitățile de proiectare și elaborare a convertoarelor de tensiune ca parte componentă a blocurilor de alimentare în construcțiile laserilor cu excimer. Sînt descrise și analizate tipurile de convertoare de tensiune și particularitățile lor funcționale. Sînt determinate cerințele față de convertorul de tensiune în laserul cu excimer XeCl, excitat prin descărcare electrică transversală.

Elementul de bază al blocurilor de alimentare a laserilor cu excimeri cu funcționare în impuls, excitați prin descărcare electrică, este convertorul de tensiune înaltă cu acumulator intermediar de energie. La rîndul său, acumulatorul intermediar de energie cu încărcare de la transformator cu reglare în trepte nu permite obținerea unui regim energetic optimal, deaceia este necesară folosirea unei surse de încărcare de alt tip.

Soluția cea mai rațională ar fi utilizarea unui convertor de tensiune care poate menține un curent constant de încărcare a acumulatorului intermediar. În cazul cînd curentul de încărcare este constant, tensiunea pe acumulatorul intermediar crește liniar. În acest caz, convertorul poate fi dirijat, folosind o schemă specială care asigură măsurarea tensiunii pe acumulatorul intermediar și compararea ei cu o tensiune etalon. În consecință, poate fi stabilită orice tensiune de încărcare în limitele $0 - U_{c \max}$, necesară pentru selectarea diferitor regimuri energetice [1].

Din cele expuse rezultă necesitatea proiectării unui convertor de tensiune, care în ansamblu cu acumulatorul intermediar va asigura flexibilitatea dirijării cu regimurile energetice ale laserului elaborat.

Scopul lucrării prezente este analiza, descrierea particularităților de proiectare și elaborare a convertoarelor de tensiune și determinarea cerințelor față de parametrii convertorului de tensiune în laserul cu excimer XeCl elaborat în laboratorul „Tehnologii laser” al Universității de Stat „Alec Russo” din Bălți.

Lucrarea reprezintă o parte componentă a unui set de lucrări care conține analiza detaliată a principiilor de elaborare a componentelor laserului cu excimer XeCl și a posibilităților de optimizare a parametrilor energetici și temporali.

Lucrarea a fost realizată în cadrul proiectului 07.498.04.05 PA „Elaborarea laserului cu excimer XeCl pentru aplicații tehnologice” cu suport financiar în cadrul Programului de Stat „Cercetari fundamentale și elaborari de materiale și dispozitive pentru aplicatii fotonice si optoelectronice”.

În blocul de alimentare al laserului, dispozitivele de încărcare a acumulatorului intermediar de energie îndeplinesc în linii generale două funcții: de acordare a tensiunii sursei primare de alimentare cu tensiunea pe condensatoarele de acumulare a energiei și de limitare a curentului de încărcare, astfel asigurând protecția sursei de suprasarcină.

Tipurile surselor primare de alimentare pot fi divizate în două clase – de tensiune continuă și de tensiune alternativă, care în caz de necesitate pot fi transformate dintr-o formă în alta cu ajutorul redresoarelor sau invertoarelor.

Pentru obținerea tensiunii continue pot fi folosite diferite scheme de redresare: cu una sau două semiperioade monofazate, scheme trifazate, scheme cu multiplicare a tensiunii ș.a. În faza următoare de obținere a tensiunii necesare pot fi utilizate invertoare pe semiconductori, invertoare vibraționale sau mașina electrică-generator.

În final, după procedurile de redresare-conversie-redresare, acumulatorul intermediar de energie poate fi încărcat la orice valoare în limitele de tensiune $0 - U_{c \max}$.

Metodele de încărcare bazate pe creșterea tensiunii sursei primare de alimentare, concomitent cu creșterea tensiunii pe condensatorul acumulatorului de energie, sînt cele mai eficiente din punct de vedere al randamentului energetic.

Valoarea curentului de încărcare $I(t)$ a sursei primare, în cazul cînd tensiunea de eșire crește liniar de la 0 pînă la U_{\max} , poate fi determinată de expresia:

$$I(t) = CU_{\max}/T(1 - e^{-t/RC}), \text{ unde}$$

T – ciclul de încărcare; $R = R_{\text{in}} + R_{\text{d}} + R_{\text{c}}$, unde R_{in} – rezistența interioară a sursei; R_{d} – rezistența diodei redresoare; R_{c} – rezistența conductoarelor de conexiune.

Pierderile de energie pentru un ciclu de încărcare pot fi determinate prin relația:

$$W_p = R \int_0^T i^2(t) dt = \frac{C^2 U_{\max}^2}{T^2} R \left(T - \frac{3RC}{2} \right)$$

Randamentul unui astfel de proces este egal:

$$h = \frac{1}{1 + \frac{3RC}{T} + \frac{3R^2 C^2}{T^2}} \approx \frac{1}{1 + \frac{2RC}{T}}$$

și tinde spre 1 cînd $T \gg RC$.

O astfel de metodă de încărcare poate fi folosită la încărcarea condensatoarelor cu valoare mare ce lucrează în regim de impulsuri rare de descărcare.

Mai jos vom examina unele din cele mai des utilizate metode de încărcare a acumulatorului capacitativ de energie.

Încărcarea condensatorului de la o sursă de curent continuu cu rezistență balast.

Valoarea curentului de încărcare este determinată de funcția:

$$I(t) = \frac{U_{\max}}{R} (1 - e^{-t/RC}),$$

iar randamentul de funcția

$$h = \frac{(1 - e^{-t/RC})}{2}$$

și de obicei poate atinge valori pînă la 50%.

Stabilirea valorii constante a curentului de încărcare prin utilizarea unei rezistențe variabile cu posibilitatea schimbării valorii în intervalul $R_{\max} - 0$ asigură o valoare a randamentului de 50% cu o micșorare esențială a timpului de încărcare.

Încărcarea condensatorului de la sursă printr-un drosel și o diodă asigură dublarea tensiunii pe acumulator față de tensiunea sursei primare. În acest caz randamentul schemei se află în limitele 50 – 100 % și poate fi determinat din expresia:

$$h = \frac{(1 - e^{-RT/2L})}{2}$$

Randamentul unei așa scheme tinde spre 100% în cazul cînd rezistența activă a droselului și a diodei vor fi aduse la valori minimale.

Prezența droselului în circuit duce la încetinirea procesului de încărcare a condensatorului la începutul ciclului și intensifică acest proces la sfîrșit, în comparație cu cazul încărcării prin rezistența balast.

Curentul de încărcare poate fi determinat din expresia:

$$I(t) = (U/L_n) \exp(-\alpha t) \sin(\omega t),$$

iar timpul necesar pentru încărcare pînă la valoarea maximală va determinat de relația:

$$T = \frac{P}{\sqrt{\frac{1}{LC} - \frac{R}{4L^2}}}$$

Un dezavantaj al acestei scheme constă în dimensiunile mari a droselului pentru ciclul cu durată mare de încărcare.

Încărcarea condensatorului de la o sursă de curent continuu prin intermediul unui circuit cu acumulator inductiv-capacitiv intermediar are unele avantaje în comparație cu schemele precedente. Procesul de încărcare constă în transferul de energie de la condensatorul intermediar la cel principal prin intermediul unui triac-chee care se realizează într-o serie de impulsuri. La sfîrșitul seriei de impulsuri, tensiunea pe condensatorul principal se egalează cu cea a sursei de alimentare. Randamentul acestei scheme este relativ mare și este determinat de factorii de calitate ai conturilor formate din condensatoare și drosele și de pierderile de energie pe elementele semiconductoare.

Sistemele de încărcare cu diode și condensatoare-balast pot fi divizate în două grupuri:

- sisteme cu multiplicare a tensiunii;
- sisteme cu condensator-limitator.

Pentru sistemele cu multiplicare, de obicei, ultimul condensator servește ca acumulator de energie, iar toate celelalte - în calitate de limitator a curentului de încărcare. Viteza de încărcare a acumulatorului este determinată de raportul celei mai mici capacități limitatoare către capacitatea acumulatorului, coeficientul de multiplicare a tensiunii și frecvența tensiunii de alimentare. În aceste scheme randamentul poate atinge valoarea de 75%, însă numărul mare de capacități duce la mărirea masei și volumului.

Sistemul de încărcare cu condensator limitator în circuitul de încărcare provoacă distorsiuni considerabile a formei curentului de încărcare, nefavorabile pentru regimul de lucru al sursei de alimentare. Deaceia, se recomandă de a conecta în serie cu condensatorul un element inductiv, în prezența căruia curentul de încărcare devine sinusoidal. În acest caz, randamentul poate atinge valoarea 75%.

Caracteristici energetice și mai bune (randamentul tinde spre 100%) manifestă schemele combinate care conțin două circuite paralele cu elemente balast inductive și capacitive. Pe parcursul ciclului de încărcare are loc compensarea reciprocă a componentelor reactive inductiv-capacitive a curentului de încărcare. Această schemă este optimală în condițiile când nu există restricții din punct de vedere a dimensiunilor instalației.

Și în fine, dispozitivele de încărcare a acumulatorilor cu convertoare statice care pot fi divizate în două grupuri:

- convertoare dirijate;
- convertoare nederijate.

Asigurarea unei creșteri lente a tensiunii de încărcare în convertoarele dirijate este dificilă. Cu toate acestea, valorile înalte ale randamentului determină posibilitatea utilizării lor în instalații de putere mare.

Convertoarele nederijate sunt divizate la rîndul lor în două clase, în dependență de tipul sursei de alimentare folosite:

- cu alimentare de la o sursă de tensiune joasă;
- cu alimentare de la o sursă de tensiune înaltă.

De regulă, convertoarele cu alimentare de la o sursă de tensiune joasă (6-24V) au puteri medii și în cazul nostru nu prezintă interes.

Convertoarele cu alimentare de la o sursă de tensiune înaltă ($U \geq 300V$) mai sînt numite și convertoare cu intrare fără transformator.

O răspîndire mai largă au următoarele scheme de convertoare cu tensiune înaltă de alimentare [2]:

a. Convertor semipunte (fig.1).

Convertoarele construite pe baza acestei scheme permit obținerea unor puteri de 0,25 - 0,5 kW. În schema dată tensiunea pe tranzistorii închiși nu depășește tensiunea de alimentare, iar amplitudinea tensiunii aplicate la bobina primară a transformatorului de putere nu depășește jumătate din tensiunea de alimentare.

Deaceia, curentul pe colectorul tranzistoarelor de putere la aceeași putere pe sarcină va fi de 2 ori mai mare decât la schema de convertor punte și poate fi determinat din relația:

$$I_c = 2P_s / U_a \eta.$$

Convertorul semipunte (fig.1a) cu divizor capacitativ de tensiune are o prioritate care constă în lipsa componentei constante a curentului în bobina primară a transformatorului de putere. Schema de dirijare trebuie să asigure comutarea tranzistorilor de putere (închidere-deschidere) în așa mod ca să se excludă apariția curenților direcți prin elementele de putere.

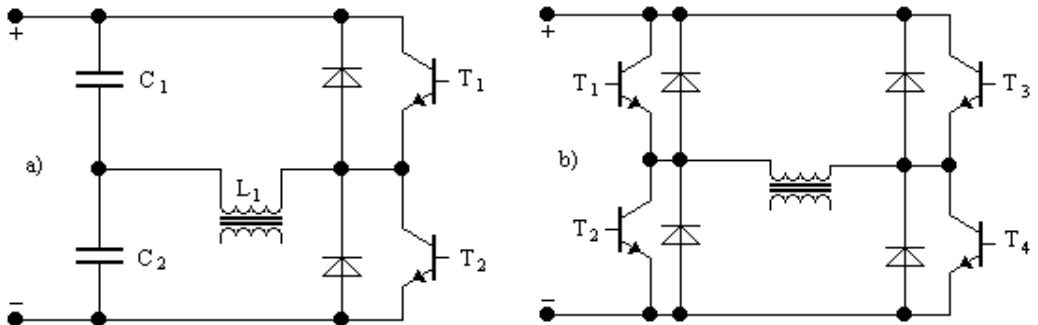


Fig. 1. Scheme de convertoare: a) convertor semipunte; b) convertor punte

Procesul de lucru decurge în felul următor: Când tranzistorul T₁ este deschis pentru o perioadă, iar tranzistorul T₂ este închis, are loc transferul de energie de la condensatorul C₁ în sarcină. În același timp are loc încărcarea condensatorului C₂. Din momentul deschiderii tranzistorului T₂, energia acumulată în condensatorul C₂ va fi transferată în circuitul secundar al transformatorului iar condensatorul C₁ se va încărca. Tensiunea pe sarcină este legată de tensiunea de alimentare prin relația:

$$U_s = 1/2 \kappa \gamma E, \text{ unde}$$

$$\kappa = U_2 / U_1 = [U_s + U_{intr} + I_s(r_d + r_t)] / [E_{min}/2 - I_{Cmax} * r_L] = (2U_s / E_{min}) \eta;$$

η - coeficientul de transformare unde se ține cont și de pierderile pe elemente în condițiile regimului staționar de lucru; r_d , r_t - rezistențele diodei și tranzistorului la conductibilitate directă; r_L - rezistența transformatorului; U_{intr} - tensiunea de închidere a diodei; I_{Cmax} - curentul maximal al colectorului tranzistorului.

La E_{max} , pentru obținerea la eșire a tensiunii nominale pe sarcină este necesar ca impulsurile de dirijare cu tranzistorii să aibă un coeficient minimal de completare γ_{min} , egal cu $2U_s / \kappa E_{max}$. Curentul colectorului I_{Cmax} este determinat din relația:

$$I_{Cmax} = (2P / E\eta \gamma_{min}^2) + I_L, \text{ unde}$$

I_L - curentul transformatorului redus la curentul primar.

b. Convertorul punte

Schema convertorului punte, reprezentat în fig.1b, spre deosebire de convertorul semipunte, conține 4 tranzistoare de putere. Un avantaj principal al schemei constă în faptul că pe tranzistorii de putere nu apar supratensiuni.

Puterea care poate fi obținută de la o celulă convertor atinge valoarea de 1-2kW. Schema de dirijare cu elementele de putere necesită izolare galvanică. În schema convertorului punte tranzistorii unui braț T_1, T_2 sunt dirijați cu impulsuri cu durata de o semiperioadă, iar tranzistorii brațului doi T_3 și T_4 cu impulsuri ce au durata $\gamma/2$. O așa dirijare asigură circularea prin bobina primară a transformatorului de putere a unui curent alternativ simetric. La dirijarea fazică a schemei punte toți tranzistorii sunt dirijați cu impulsuri dreptunghiulare ce au durata de o semiperioadă $t/2$, însă pentru tranzistorii introduși în brațe opuse, de exemplu T_1 și T_4 , impulsurile de dirijare sunt defazate unul față de altul cu un oarecare unghi ϕ .

Schema de dirijare cu elementele de putere (tranzistorii) poate fi cu autoexcitare sau cu excitare exterioară.

Procesul de comutație a tranzistorilor de putere cu tensiune înaltă la intrare (300-600V) este însoțit de suprasarcini considerabile a puterii în impuls, ceea ce duce la încălziri locale a joncțiunii colectorului și poate duce la ieșirea din funcție a tranzistorului. Acest fenomen este cauzat de inerțitatea tranzistorilor de putere și a diodelor redresoare folosite. Constanta temporală τ_T a tranzistorului poate fi găsită cunoscând modulul coeficientului de transmisie (h_{21e}) la frecvența înaltă f și neglijând rezistența emitorului la curenți mari. Suprasarcina tranzistoarelor convertorului la putere în impuls este cauzată de trecerea prin brațul unei punți a curenților străpunși. Circulația unor așa curenți duce la o creștere rapidă a pierderilor dinamice și la ieșirea din funcție a elementelor de putere. Cauza apariției acestor curenți este timpul relativ mare de închidere a tranzistorilor, care inițial se aflau în stare de saturație, comparativ cu timpul de deschidere a tranzistorilor ce se află în stare de tăiere. În rezultat, tranzistorii ambelor brațe a punții vor fi deschiși o anumită perioadă de timp. Apariția curenților străpunși poate fi exclusă dacă este exclusă starea, când tranzistorii ambelor brațe sunt deschiși în același timp.

Această condiție poate fi realizată cu ajutorul reținerii automate a momentului deschiderii tranzistorului închis până la momentul terminării circulației curentului colectorului sau a curentului invers al bazei tranzistorului deschis anterior, adică până la momentul terminării procesului de reabsorbție a surplusului purtătorilor auxiliari de sarcină în tranzistorul care se închide. Reținerea momentului de deschidere a tranzistorului pe o durată anumită de timp poate fi obținută aplicând la semnalul de dirijare întârzierea necesară.

O altă metodă de protejare a tranzistorilor constă în folosirea unei bobine adăugătoare plasate pe miezul transformatorului (fig.2) [3]. Dacă tranzistorul T_1 este deschis iar tranzistorul T_2 închis, atunci pe bobinele transformatoarelor Tr_1 și Tr_2 apar tensiuni cu polaritatea indicată pe desen. La schimbarea polarității tensiunii pe bobinele de ieșire a transformatorului generatorului de dirijare Tr_2 începe procesul de închidere a tranzistorului T_1 iar tranzistorul T_2 nu se va deschide până când tensiunea pe bobina adăugătoare W_{ad} nu se va micșora până la valoarea de închidere a diodei D_2 . Doar după aceasta tranzistorul T_2 începe să se deschidă.

Această metodă este valabilă numai pentru schema semipunte. În schema punte reținerea automată a momentului deschiderii tranzistorului poate fi legată cu momentul terminării curentului invers a bazei tranzistorului deschis anterior.

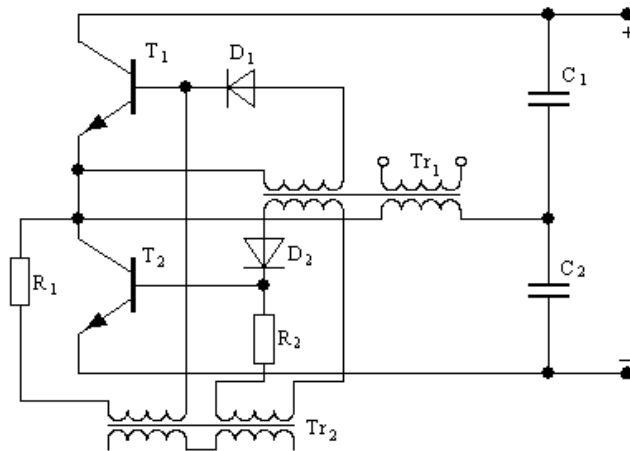


Fig.2 Schema convertorului semipunte cu protecția tranzistorilor de curenții direcți

În fig.3 este prezentată schema convertorului punte în care este aplicat acest principiu de reținere automată. În circuitele bazelor tranzistorilor de putere sunt introduse transformatoarele de curent Trc_1 și Trc_2 de pe bobinele secundare W_{12} , W_{22} semnalele cărora sînt aplicate la intrarea formatoarelor de impulsuri Fi_1 , Fi_2 , care au în componența lor scheme de determinare a coincidenței semnalelor transformatoarelor de curent și a semnalului generatorului de dirijare. Presupunem că tranzistoarele de putere T_1 , T_3 sunt deschise cu semnalul de comandă U_1 , iar tranzistorii T_2 , T_4 sunt închiși cu semnalul de comandă U_2 ce are polaritate opusă. În momentul t_1 , polaritatea semnalelor U_1 și U_2 se schimbă și prin bobinele primare a transformatorului de curent Trc_1 începe să circule curentul I_{11} în direcție opusă.

Acest proces asigură circulația unui impuls de curent I_{12} în bobina secundară W_{12} , durata căruia este determinată de timpul maximal de reabsorbție a purtătorilor auxiliari a bazei unuia din tranzistori (de exemplu T_1). Acest impuls este aplicat la formatorul Fi_1 și blochează transmiterea semnalului de comandă U_2 la tranzistorii T_2 , T_4 pe perioadele de timp de reținere t_{r1} .

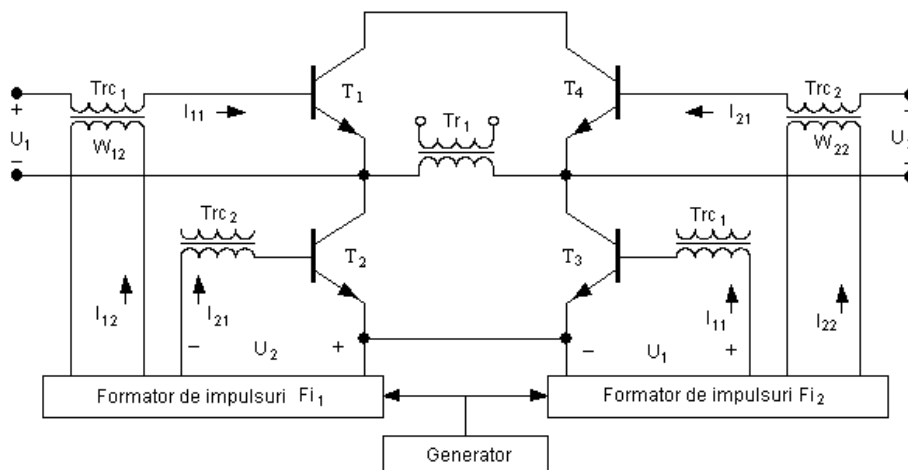


Fig.3. Schema convertorului punte cu protecția tranzistorilor de curenții direcți

Semnalul de blocaj dispare atunci când curenții înverși ai bazelor i_{11} se micșorează pînă la zero, în momentul terminării procesului de închidere a tranzistorului T_1 . Curentul sarcinii I_s se întrerupe numai în momentul t_2 , când se termină procesul de închidere a tranzistorului T_4 . În momentul t_3 se începe procesul de deschidere a tranzistoarelor T_2, T_4 .

În momentul t_4 are loc schimbarea polarității semnalelor de dirijare U_1, U_2 și începe procesul închiderii tranzistorilor T_2, T_4 . Impulsul de curent i_{22} de pe bobina secundară W_{22} a transformatorului de curent Tc_2 blochează pe perioada de timp de închidere tp_2 a tranzistorului T_2 trecerea semnalului de dirijare U_1 , de la formatorul Fi_{22} la tranzistorii T_1, T_3 . Astfel, introducerea tenzorilor de curent Tc_1, Tc_2 crează posibilitatea folosirii informației referitor la procesele de reabsorbție a purtătorilor auxiliari din bazele tranzistorilor pentru blocarea semnalelor de deschidere, ceea ce permite excluderea completă a curenților direcți.

O altă metodă de excludere a curenților direcți constă în folosirea unui generator de impulsuri de comandă, durata cărora poate fi reglată în dependență de proprietățile temporale a tranzistorilor folosiți. Dealtfel și în acest caz este necesar ca durata fiecărui impuls U_1, U_2 să poată fi reglată independent.

În baza celor expuse a fost determinată schema principală pe baza căreia a fost proiectat convertorul de tensiune. Deoarece în camera laser proiectată nu va fi asigurată circulația mediului activ, frecvența maximală de repetiție admisibilă este de 35 Hz, iar energia maximală a acumulatorului intermediar, calculată cu ajutorul expresiei $W = CU^2/2$ este de 25J pentru condensatorul cu parametrii $C = 50\mu F, U = 1000V$.

Pe baza acestor valori putem calcula puterea medie necesară convertorului. Puterea medie folosită de convertor de la sursa de alimentare se determină din relația:

$$P = CU^2f_{\max}/2, \text{ unde}$$

U - tensiunea maximală pe condensator, C - capacitatea condensatorului, f_{\max} - frecvența maximă de repetiție a descărcărilor.

De unde determinăm că puterea medie folosită de convertor de la sursa de alimentare este de 0,877 kW.

În rezultatul analizei detaliate a posibilelor variante de proiectare a convertorului și reeșind din condițiile tehnice înaintate față de laserul cu excimer XeCl pentru aplicații tehnologice, schema punte a fost determinată ca optimală pentru elaborarea proiectului convertorului.

Bibliografie

1. Guțan, Valeriu, Olaru, Ion, Radcenco, Mihail, Negritu, Mihail, Cerneleanu, Andrei. Particularități de elaborare a laserului cu excimer XeCl // Fizică și Tehnică: Procese, modele, experimente, Presa universitară bălțenă, 2008, nr.1, p.44-52.
2. Букреев, С.С., Головацкий, В.А., Гулякович, Г.Н. и др., Источники вторичного электропитания // М: Радио и Связь, 1983, 279 с.
3. Бас, А.А., Миловзоров, В.П., Мусолин, А.К. Источники вторичного электропитания с бестрансформаторным входом. // М: Радио и Связь, 1987, 160 с.
4. Источники питания радиоэлектронной аппаратуры. Справочник, Под редакцией Г.С.Найвельта, М: Радио и Связь, 1986, 726 стр.
5. Ромаш, Э.И., Драбович, Ю.И., Юрченко, Н.Н., Шевченко, П.Н., Высокочастотные транзисторные преобразователи. // М: Радио и Связь, 1988, 287 с.

CZU: 621.373.8

PRINCIPLES OF DEVELOPMENT OF THE VOLTAGE CONVERTOR FOR XeCl EXCIMER LASER

**Valeriu Guțan, conf.dr.; Ion Olaru, conf.dr.; Mihail Radcenco, Mihail Negritu,
Andrei Cerneleanu**

(State University „Alec Russo”, Republic of Moldova)

The paper focuses on features of design and development of voltage converters as part of power blocks in excimer laser construction. Types of voltage converters and their functional features are described and analyzed. Requirements towards the voltage convertor in XeCl excimer laser excited by transverse electric discharge are determined.

Prezentat la redacție la 29.11.09

CZU

RESEARCH OF INFLUENCE OF ELECTROSPARK PROCESSING ON THE PHASE STRUCTURE OF MOLYBDENUM COVERINGS ON STEEL 20

Pavel Pereteatcu, Senior lecturer, PhD; **Alexandr Ojegov**, post-graduate student
(Alec Russo Balti State University, Moldova)

Dina Gertsricken, Associate Professor, PhD;

Vladimir Mazanko, Doctor Habilitat; **Valentin Mikhailov**, PhD
(Institute of Applied Physics, Moldova)

Distribution of atoms and phase structure of diffusion zone, which is formed at creation of molybdenum coverings of Iron and steels are investigated by methods X - rays and level-by-level radiometric analyses and Mössbauer spectroscopy. Influence of energy of the spark discharges and contents of carbon in steel or feature formation of phases, speed of process mass-transfer and the laws of distribution of diffused atoms and of non-stoichiometric connections in transitive layers between a covering and basic metal are investigated.

The application of molybdenum as covering material is determined by its high level of wearing resistance. But the formation of a developed diffusion zone between molybdenum and iron or steel is impossible because of the formation of weak intermetallic phases. This is the reason why this method of electro-spark alloying (ESA) which in many cases doesn't lead to the appearance of the above mentioned mineral combinations in the intermediate zone, seems to be quite perspective. The above mentioned process (ESA) can be attributed to the high intensity impulse methods of material processing which stimulate the appearance of abnormal mass-transfer and phase-formation, analogical to mechanic deformation [1] but taking into account the presence of supplementary influence factors. For instance high temperatures lead to the appearance of melting zones or zones with mechanical mixture depending on the properties of the used materials in the surface layers. The migration and the redistribution of atoms between the original and newly-formed phases happen in solid state beginning from a certain depth [2]. Therefore, for a conscious directing of covering formation processes it is necessary to study the peculiarities of the elements interaction in ESA conditions for every concrete case.

In order to apply layers with the help of electrical discharges the "Electron" equipment was used. The processing was done in open air for 1 minute on a surface of 1 cm². Molybdenum and iron anodes were used. The samples were made of steel 20, burned in advance in order to get a grain of considerable size and in order to reduce the tensions. Molybdenum, iron and steel 3 were used for the control samples. The distribution of elements in the layer and the main metal was studied with the help of radio-active isotope of iron ^{55.59}Fe, being applied in advance on the

sample surface made of steel 20 using the layer-by-layer radio-metric analysis [3]. The layer phase content, obtained during the use of ESA, is studied applying the X-Ray structural analysis and Mössbauer spectroscopy method that allows to study the structural state at surface layers with a thickness from 5 to 5000 nm without destroying the samples with the help of the stable iron isotope ^{57}Fe .

The analysis of the concentrated profiles of marked iron atoms distribution in molybdenum and steel 20 showed that they can't be described by a simple exponential dependence as it was observed for other means of impulse actions but have a complex character. In the mean time it is typical presence at least of one concentrated maximum for every value of discharge energy W . As one can see from the analysis of the curves given in fig. 1 with an increase of value W the concentrated maximums are situated on a deeper depth. Therefore when $W = 0.3 \text{ J}$ a higher value of concentrate is almost on the surface, meanwhile when $W = 6.4 \text{ J}$ the dislocation of maximum is approximately $15 \mu\text{m}$ in the depth of the basic metal. However off the limits of undersurface layer, the dependence $C = f(x)$ for all the energy values W , can be approximated the exponential dependence on the depth of penetration both in basic metal and in the material the layer is made of. The depth of atom penetration and the thickness of the layer ($\gamma \sim 1.5$) changes ones with the position of the maximum with the increase of energy. It is worth mentioning that some increase of the depth of metal penetration $^{55,59}\text{Fe}$ around 10 % for molybdenum and 15 % for iron during the applying of molybdenum covering on iron. The slowdown of iron migration in steel compared to its migration in iron is caused by the presence of carbon atoms in the crystal bar of the material both in hard solution and in cementing analogical to the one that takes place during deforming caused by striking [4], meanwhile the decrease of the depth penetration in molybdenum covering when applied on steel is connected with simultaneous transfer of carbon atoms in it, which are placed in steel and the formation of carbide phases.

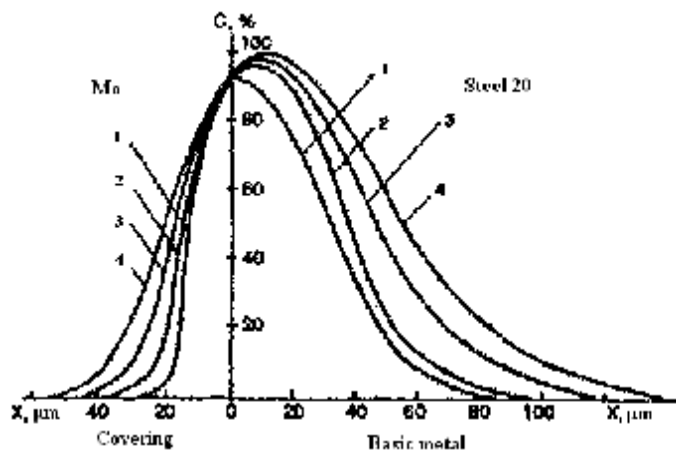


Fig. 1. Concentrated profiles of $^{55,59}\text{Fe}$ iron atoms distribution in steel and molybdenum after ESA with the energy W 0.3 J (1), 0.9 J (2), 3.14 J (3), 6.4 J (4)

Table 1
Phase structure of molybdenum layers on steel 20 being processed with ESA with different discharge energy W

W = 0.3 J			W = 0.9 J			W = 3.14 J			W = 6.4 J						
d/n, nm	(hkl)	Phase	I, %	d/n, nm	(hkl)	Phase	I, %	d/n, nm	(hkl)	Phase	I, %	d/n, nm	(hkl)	Phase	I, %
0.260	100	Mo ₂ C	1	0.260	100	Mo ₂ C	1	0.260	100	Mo ₂ C	1	0.260	100	Mo ₂ C	1
0.238	002 111	Mo ₂ C Mo ₂ N	1	0.238	002 111	Mo ₂ C Mo ₂ N	1	0.237	002 111	Mo ₂ C Mo ₂ N	1	0.237	002 111	Mo ₂ C Mo ₂ N	1
								0.028	011	Mo ₂ C	2	0.028	011	Mo ₂ C	2
0.222	110	Mo	100	0.222	110	Mo	100	0.222	110	Mo	100	0.222	110	Mo	100
				0.206	200	Mo ₂ N	5	0.205	200	Mo ₂ N	6	0.205	200	Mo ₂ N	7
0.202	110	Fe	20	0.202	110	Fe	5								
								0.166			3	0.166			3
0.157	200	Mo	30	0.157	200	Mo	30	0.157	200	Mo	30	0.157	200	Mo	30
				0.146	220	Mo ₂ N	3	0.146	220	Mo ₂ N	4	0.146	220	Mo ₂ N	4
0.143	200	Fe	5												
0.128	211	Mo	50	0.128	211	Mo	50	0.128	211	Mo	50	0.128	211	Mo	50
				0.124	311	Mo ₂ N	2	0.124	311	Mo ₂ N	1	0.124	311	Mo ₂ N	2
												0.119	211	α-Mo	1
0.117	211	Fe	10												
0.111	220	Mo	20	0.111	220	Mo	20	0.111	220	Mo	20	0.111	220	Mo	20
0.109	220	α-Mo	10	0.109	220	α-Mo	10	0.109	220	α-Mo	15	0.109	220	α-Mo	15
0.101	220	Fe	7.5												
0.990	310	Mo	50	0.990	310	Mo	50	0.990	310	Mo	50	0.990	310	Mo	50
0.930	310	α-Mo	10	0.930	310	α-Mo	10	0.930	310	α-Mo	15	0.930	310	α-Mo	25
0.911	222	Mo	40	0.911	222	Mo	40	0.911	222	Mo	40	0.911	222	Mo	40

X-Ray structural analysis of molybdenum coverings in steel 20 (table 1) showed that a diffusion zone with a greater number of phase components appears under the effect of ESA. Except pure iron and molybdenum, there are hard solutions of molybdenum in iron, iron in molybdenum and phases of penetration: carbides and nitrides of molybdenum. Once with the increase of the discharge energy, the thickness of the layer grows thicker proved by the decrease of the intensity of diffraction maximums of iron and considerably increases the quantity of molybdenum nitrides, while the quantity of carbides decreases (table 2). This difference can be caused by different mechanisms of phase formation. The appearance of nitrogen is connected with its claw from air during the process of ionization in the plasma of sparkling discharge, while the entering of carbon atoms is limited by its concentration in steel. Indeed, we can see the traces of Mo_2C during the processing in the same regime of samples made of steel 3 which contains a considerable smaller amount of carbon in the diffusion zone only at $W = 6.4 \text{ J}$.

Table 2

The influence of discharge energy on the redistribution of the phase content in Mo layer

Energy W, J	The phase content				
	Mo	$\alpha\text{-Fe}$	$\alpha\text{-Mo}$	Mo_2N	Mo_2N
	Relative concentration of carbon, at. %				
0.3	100	20	10	<1	<1
0.9	100	4	12	10	<1
3.14	100	0	15	15	<1
6.4	100	0	15	15	1

The diffraction maximums corresponding to this phase are at the level of the background when using less energy. The molybdenum carbides cannot be found using the X-Ray structural method during the interaction of molybdenum and iron.

The increase of the level of the discharge energy leads to a higher level of homogeneity of created phases. Thus, diffraction minimums are less washed away on the X-Ray photographs of the diffusion zone (fig. 2). We must pay attention to the fact that there are no oxides of both molybdenum and iron. Besides, there are no intermetallic phases neither in the layer nor in the transitional zone at $W = 6.4 \text{ J}$, in spite of their obligatory combination under similar conditions [5].

In order to define the possibility of intermetallids combinations such investigative methods were used that characterized by high sensibility, for example, the Mössbauer electronic spectroscopy method. Experiments on molybdenum-iron were held to exclude the possible influence of the carbon presence. This allowed to reveal a small quantity of unequal intermetallic phase $\text{Fe}_x\text{Mo}_{1-x}$ in the thin molybdenum layer. Its quantity, however, is not enough to reveal the symmetry and the contrasting with the intermetallic substance Fe_2Mo (λ -phase).

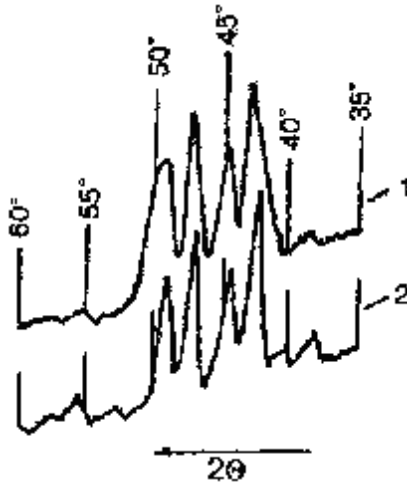


Fig. 2. Diffraction maximums of plain surfaces (100), (002), (011) of combination Mo_2C and (111) Mo_2N while processed with energy of 0.3 J (1) and 0.9 J (2)

Such phases appear when applying the iron layer on the monocrystal molybdenum. Thus, thick solutions with a similar content of the dissolved element, molybdenum and iron nitride and an intermetallic combination with the disturbance of the balanced stechyometry $\text{Fe}_{1.9}\text{Mo}$ appear at the discharge energy $W = 6.4 \text{ J}$ (fig. 3).

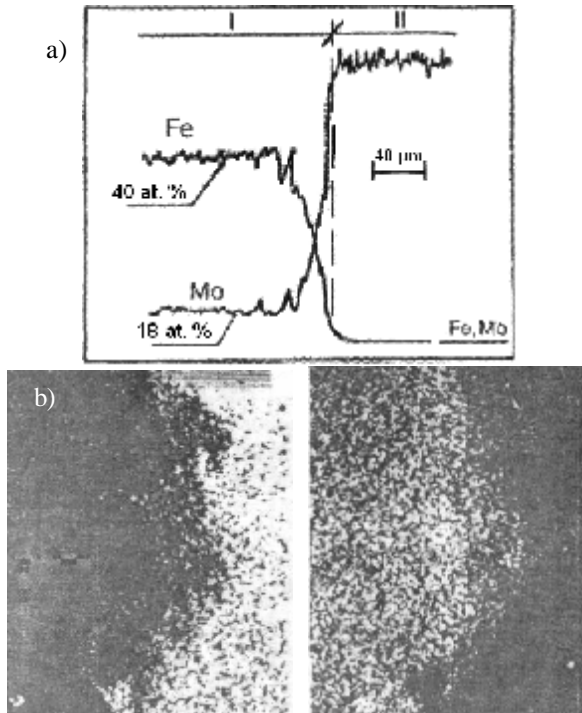


Fig. 3. The concentrated curves of iron and molybdenum distribution (a). Molybdenum and iron interaction zones at the reflected electrons in the iron (b) and molybdenum (c) radiation.

It should be mentioned that the carbide phases do not appear, as it happened in the case of the molybdenum and steel interaction, since the quantity of CO_2 in air is insignificant compared to the nitrogen, and there are no other ways of carbon atoms supplying in layer and base metal. Besides, the oxygen atoms are fixed in the layer, i.e. from the iron side. There is an average of 12 at. % of oxygen in the undersurface layer which is not associated with the oxides. It can be supposed that the oxygen is presented as a hard solution in the iron and in molybdenum solution in Fe- α . There are no oxygen atoms in the basic metal (molybdenum). This is similar to the case when molybdenum was covering, and iron and steel were the basic material.

The peculiarities of phase formation in this system in ESA conditions must be also mentioned. An intermetallic combination is formed in the iron hard solution in molybdenum and evolves from it into a molybdenum base to a considerable depth (up to 30 μm) as needles, placed normally towards the molybdenum sample (fig. 4).

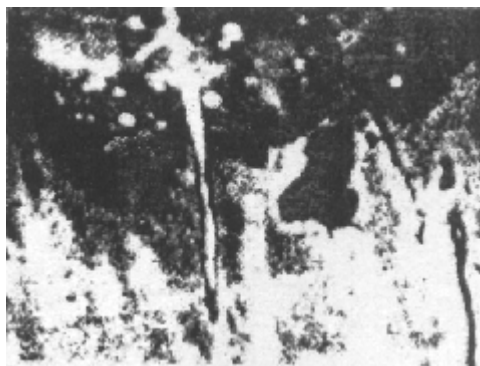


Fig. 4. The microstructure of the monocystal molybdenum with an iron layer, received using the ESA method and a 0.9 J energy

While processing thin pellicle layers of ^{57}Fe in the same regime (~ 1000 nm) on the monocystal molybdenum by means of molybdenum anode, hard solution of iron in molybdenum and intermetallic combination $\text{Fe}_x\text{Mo}_{1-x}$ appears on the surface, where $x < 0.66$. There is a hard molybdenum solution in α -Fe, as phases, their dimensions are up to 15 nm and they reach a depth of ~ 1500 nm.

Therefore, in the molybdenum layers on steel, due to the interaction of the layer materials and the basics with the light elements, a high dispersal phase of penetration forms, which contributes to hardening of the material, subject to ESA.

Thus, we can affirm that under the influence of sparkle discharge in the molybdenum-steel system, multiphased structure solutions, oversaturated with hard substitute solutions, oversaturated with hard penetrating solutions, penetrating phases and non-stoichiometric intermetallids are formed.

References

1. Герцрикен, Д.С., Мазанко, В.Ф., Михайлов, В.В. // Электронная обработка материалов – 1995. – №4. – с. 15-18.
2. Герцрикен, Д.С., Прилуцкий, В.С., Тышкевич, В.М. // Металлофизика. – 1993. – 15, №6. – с. 85-87.
3. Грузин, П.Л. // ДАН СССР. – 1952. – 68, №2. – с. 289-293.
4. Герцрикен, Д.С., Мазанко, В.Ф., Тышкевич, В.М. // Металлофизика. – 1990. – 12, №2. – с. 67-71.
5. Вол, А.Е. Структура и свойства двойных металлических систем. Т.2. – М.: Физматгиз, 1962. – 983 с.

CZU:

CERCETAREA INFLUENȚEI PROCESULUI DE ALIERE PRIN SCÎNTEI ELECTRICE ASUPRA STRUCTURII DE FAZĂ A ACOPERIRILOR DIN MOLIBDEN PE OȚEL 20

Pavel Pereteatcu, l.sup. dr.; **Alexandr Ojegov**, doctorand
(Universitatea de Stat „Alec Russo” din Bălți, Moldova)

Dina Ghertrichen, conf. dr.;

Vladimir Mazanko, dr.hab.; **Valentin Mihailov**, dr.
(Institute of Applied Physics, Moldova)

Distribution of atoms and phase structure of diffusion zone, which is formed at creation of molybdenum coverings of Iron and steels are investigated by methods X - rays and level-by-level radiometric analyses and Mössbauer spectroscopy. Influence of energy of the spark discharges and contents of carbon in steel or feature formation of phases, speed of process mass-transfer and the laws of distribution of diffused atoms and of non-stoichiometric connections in transitive layers between a covering and basic metal are investigated.

Prezentat la redacție la 11.11.09

CZU:

CARACTERISTICA TEHNICĂ A ALIAJULUI ELECTROLITIC Fe-Ni CU PROPRIETĂȚI DE AUTOLUBRIFIERE

Petru Stoicev, prof.dr.hab.; **Gheorghe Roșcovan**, dr.; **Rodion Radu**, conf.dr.;
Victor Palancică, masterand; **Nicolae Martîniuc**, prof.dr.hab
(Universitatea Tehnică a Moldovei, Chișinău, Moldova)
Pavel Topală, prof.dr.hab.; **Alexandru Balanici**, conf.dr.;
Alexandr Ojegov, doctorand
(Universitatea de Stat „Alec Russo” din Bălți, Moldova)

În lucrare este prezentată caracteristica tehnică a aliajului electrolytic Fe-Ni, cu proprietăți de autolubrifiere în baza caprolactamei. Premisele teoretice de elaborare a aliajului obținut au fost confirmate prin încercări de exploatare ale pieselor reale, recondiționate cu acoperirile de Fe-Ni cu proprietăți de autolubrifiere.

De autorii lucrării [1] a fost elaborat un electrolyt pentru obținerea aliajului electrolytic de **Fe-Ni** cu **proprietăți de autolubrifiere** în baza caprolactamei, de următoarea componență, g/l: **FeCl₂·4H₂O** – 400...450; **Ni SO₄ 7H₂O** – 35...40; **Na₂C₂H₄O₆·2H₂O** – 2...3; **C₆H₁₁NO** (caprolactamă) 3...5; la regimurile de electrolyză pH=0,8...1,0; T_{el}=314 K; j_c=40...100 A/dm².

Caprolactama adăugată în electrolyt, foarte ușor disociază în el, formează cu hidrații de fier și nichel complecși foarte duri și la trecerea curentului prin acest electrolyt – aceștia din urmă (complecșii) se depun cu acoperirile de Fe-Ni pe catod (piese), incluzându-se în rețeaua cristalină a aliajului. Prin analiza difractometrică [2] s-a onstatat că acest aliaj reprezintă o fază solidă a **Ni** în baza **α – Fe**, cu dispersie fină.

În baza cercetărilor experimentale au fost apreciate regimurile raționale de electrolyză și concentrația optimă a caprolactamei din electrolyt, care au permis de a obține acoperiri electrolytice de **Fe-Ni** cu proprietăți **fizico-mecanice**, de **antifricțiune** și **antigripale** mai înalte, în comparație cu acoperirile de **Fe** și **Fe-Ni** în **lipsa caprolactamei**. Aceste proprietăți ale aliajului **Fe-Ni** cu conținut de caprolactamă au fost teoretic pronosticate, apoi confirmate experimental.

Prin microanaliza calitativa (sonda electronica „CAMECA-M46”) s-a determinat că caprolactama, ca și nichelul, în toată grosimea stratului de Fe-Ni (δ=1,5...1,8 mm) se distribuie uniform, cu excepția zonei de trecere (ieșirea la regimul optim de depunere) unde concentrația de Ni în acest strat este mai înaltă, în comparație cu straturile portante ale aliajului [2]. La densitatea de curent optimă (j_c=50 A/dm²) concentrația de caprolactamă în aliaj atinge circa 4,65% (la concentrația de caprolactamă în electrolyt – 5 g/l).

În rezultatul încercărilor tribologice ale epruvetelor (Oțel 45) restabilite cu acest aliaj (cu conținut de caprolactamă) la frecarea de alunecare pe fonta aliată, au

fost depistate temperaturile (T_{cr}) și sarcinile critice (P_{cr}) pentru care se observa **alunecarea intermitentă** a contracorpului atît pentru aliajul de **Fe-Ni „pur”**, **cît și pentru cel cu conținut de caprolactamă**. Însă valorile coeficienților de frecare pentru aliajul cu conținut de caprolactamă erau mai mici, în comparație cu a aliajului de **Fe-Ni „pur”**. După părerea noastră acest fenomen are loc datorită tezonodistrucției (starea tixotropică) și ieșirii caprolactamei pe suprafețele de frecare dispărîndu-le de contactul metalic direct.

Rezultatele cercetărilor efectuate anterior [1-4] au permis de a presupune că caprolactama, sub acțiunea temperaturii de frecare se va elibera din legăturile de coordonare cu **Fe** și **Ni** (datorită proprietăților tixotropice ale ei), va trece într-o fază lichidă și va ieși pe suprafețele de contactare ale tribocuplului, unde întotdeauna sunt prezenți hidroxizii metalelor corespunzătoare (a aliajului Fe-Ni) și va interacționa cu ei, formînd o structură de coordonare (vezi fig. 1.a și 1.b)

Este bine cunoscut [5] că caprolactama este și o substanță cu proprietăți superficiale destul de active, iar proprietățile ei (ca și a hidroxidului de **Fe** și **Ni**) contribuie la chemosorbție. Catena nepolară de hidrocarbură a caprolactamei are o predispoziție redusă de interacțiune moleculară. Din acest motiv moleculele de caprolactamă se vor concentra pe suprafețele de separare a fazelor și probabil se vor orienta cu grupele lor amidice spre hidroxidul de fier și nichel, iar cu radicalii carbonici în aer astfel formînd o „**șubă**” (vezi fig.1.a și 1.b). Particulele cu dispersie fină a produselor de uzură, precum și hidroxizii metalelor (în cazul nostru **Fe(OH)₃** și **Ni(OH)₂**), învăluite în „șuba” moleculelor de caprolactamă vor umplea golurile dintre microaspiritațiile de pe suprafețele de frecare și vor forma o peliculă de lubrifiere între suprafețele de contractare, care vor conduce la reducerea considerabilă a uzării acoperirilor de **Fe-Ni** și a materialului contracorpului.

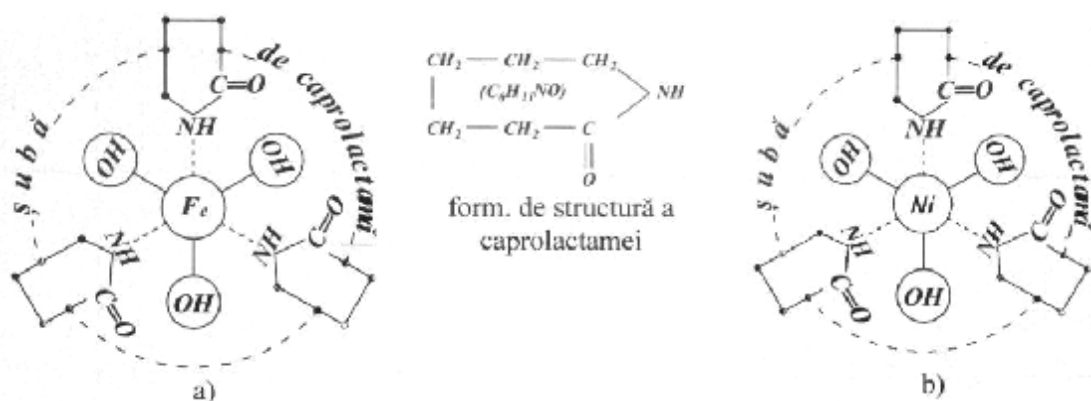


Fig. 1. Structura de coordonare a caprolactamei cu hidroxidul de Fe (1.a) și hidroxidul de Ni (1.b)

Reieșind din cele expuse mai sus, a fost elaborat modelul fizic de autolubrifiere a contactului tribologic cu acoperiri de **Fe-Ni** în baza caprolactamei (vezi fig. 2).

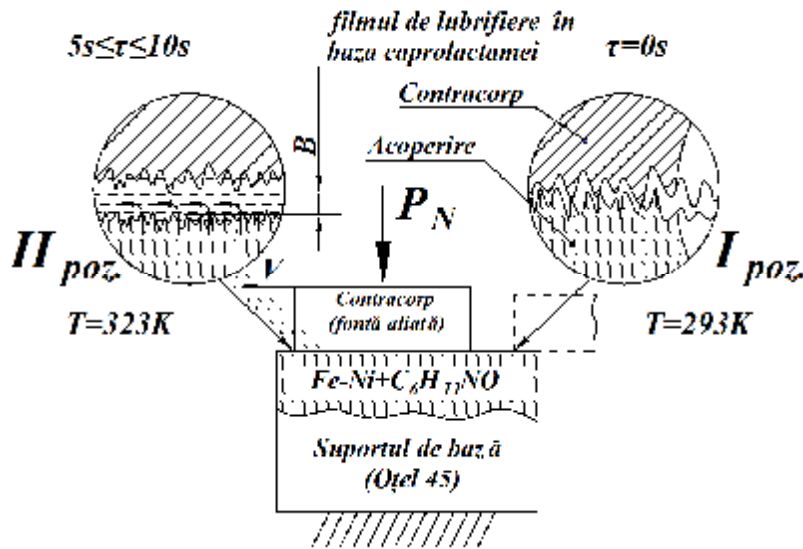


Fig. 2. Modelul fizic de autolubrifiere a contactului tribologic „acoperire de Fe-Ni cu caprolactamă – fontă aliată.”

În perioada inițială de demarare a contracorpului (fig.2. poz.I) la alunecarea microneregularităților suprafeței lui pe microneregularităților aliajului de Fe-Ni (cu conținut de caprolactamă) are loc deformația plastică reciprocă a vîrfurilor neregularităților ambelor elemente în frecare, care conduce la majorarea temperaturii de frecare. Gradientul acestei temperaturi este îndreptat atît în adîncimea contracorpului cît și în adîncimea acoperirilor de Fe-Ni cu conținut de caprolactamă. Sub acțiunea acestei temperaturi caprolactama termodistructează (se eliberează de legăturile complexe cu hidroxizii de fier și nichel), trec în stare vîscozitară (proprietate tixotropica), iese pe suprafețele de frecare, umple adînciturile microneregularităților și, în cele din urmă, formează un film de lubrifiere în baza caprolactamei (fig.2. poz II), care îndepărtează vîrfurile microneregularităților ambelor suprafețe unele de altele, evitînd contactul metalic al suprafețelor în frecare, prevenind uzura lor și griparea cuplului tribologic. Grosimea („b'”) a peliculei termogenerate (fig.2.,poz. II) în baza caprolactamei, în dependență de forța de solicitare (P_N) a contactului, se poate schimba de la 1 pînă la 10 μm (măsurările s-au efectuat prin metoda capacitativă, elaborată de dr.șt.tehn Gh. Poștaru).

Semnificația practică a acoperirilor: Cu aceste acoperiri (Fe-Ni+C₆H₁₁NO), la regimurile optime de electroliză ($j_c = 50 \text{ A/dm}^2$, pH=0,8...1,1 și $T_{el} = 313 \text{ K}$), au fost restabilite camele a 10 arbori distribuitori a motoarelor cu ardere internă a autoturismelor VAZ – 011 și a 20 de cămeși ale blocurilor de compresoare ale autocarelor IKARUS-259 și apoi au fost supuse încercărilor de exploatare pe teritoriul R. Moldova (100 mii km – pentru motoarele VAZ și 60 mii km – pentru autocarele IKARUS – 259). În rezultatul acestor încercări de

exploatare reală a pieselor , restabilite cu acoperiri electrolitice de **Fe-Ni+C₆H₁₁NO**, s-a apreciat că **coeficientul de funcționare (K_{af})** a lor a atins valorile de 1,9...2,1, ceea ce înseamnă, că durata lor de funcționare, în mediu a fost de două ori mai înaltă decât a acoperirile de Fe-Ni „pure” în absența caprolactamei.

Acoperirile cu conținut de caprolactamă își pot găsi aplicarea lor la recondiționarea suprafețelor uzate ale tribocuplurilor cu **regim limită de lubrifiere**, sau **în absența lubrifianților**, când lubrifierea din exterior practic nu poate fi realizată: exploatarea în vid, ungerea tribocuplurilor ale mașinilor din industria alimentară și a mașinilor din industria poligrafică, etc.

Acoperirile de **Fe-Ni** cu proprietăți de autolubrifiere pot fi utilizate și pentru piesele tribocuplurilor care se lubrifiază și prin aducerea forțată a uleiului din exterior, mai cu seamă în condiții de exploatare a mașinilor la temperaturi joase (sub 0°C). De pildă la demararea motoarelor cu ardere internă (și nu numai), în timp de iarnă, uleiurile (**MI 10, M12V** ș.a.), în pofida viscozității joase ale lor, timp de 10...15 sec nu ajunge în zona de frecare a tribocuplelor și suprafețele de contactare se uzează cel mai intensiv. Însă utilizarea acoperirilor de **Fe-Ni** cu conținut de caprolactamă, datorită realizării mecanismului de autolubrifiere descris anterior în baza caprolactamei trece în stare lichidă (proprietate tixotropică), iese pe suprafețele de frecare și formează o peliculă cu proprietăți foarte eficiente de lubrifiere, dispărând suprafețele juvenile ale elementelor în frecare și **protejându-le din start de uzura intensivă a lor** (practic, se exclude contactul metalic direct)

Concluzii

1.A fost elaborat modelul fizic de autolubrifiere și uzare a acoperirilor de Fe-Ni cu conținut de caprolactamă (C₆H₁₁NO), bazat pe proprietățile tixotropice ale caprolactamei termogenerate pe suprafețele de frecare ale tribocuplului „Fe-Ni + caprolactama – fontă aliată”;

2.Acoperirile obținute (Fe-Ni+C₆H₁₁NO) pot fi utilizate pentru recondiționarea și durificarea suprafețelor uzate ale elementelor tribocuplelor mecanice, care funcționează în regim limită de lubrifiere, sau în lipsa lubrifianțului, când aducerea lui din exterior, practic este imposibilă (exploatarea în vid);

3.Încercările de exploatare ale arborilor distribuitori și a cilindrilor blocurilor de compresoare, recondiționate și durificate cu acoperiri de Fe-Ni cu conținut de caprolactamă, au confirmat rezultatele cercetărilor experimentale de laborator și ne permit de a recomanda spre implementare pe o scară mai largă, în industria de reparația a R. Moldova, a a acoperirilor de Fe-Ni cu proprietăți de autolubrifiere, în baza caprolactamei.

Bibliografie

1. Patent Nr. 1790635 a. 1992). Electrolit dlea osajdenia splava jelezo-nicheli. Kalmuțchii, V., Roșcovan, Gh., Stoicev, P., Javgureanu, V., BI Nr.3, opubl. 23.01.93.
2. Stoicev, P.. Durificarea și recondiționarea organelor de mașini cu acoperiri electrolitice rezistente la uzură. Autoref. tez.dr.hab.,U.T.M.,Chișinău, 2001, 50p.
3. Stoicev, P., Palancică, V., Rusu, V., Topală, P., Bălănici, Al. ș.a. Prognozarea duratei de funcționare tribologică a pieselor, durificate cu acoperiri de fier electrolitic cu proprietăți de autolubrifiere. MERIDAN INGINERESC, nr.4 U.T.M., 2008, p. 34-40.
4. Roșcovan, Gh.. Vosstanovlenie avtotraktorny'h detaley samosmazy'vayusch'misya jelezo-nikelevy'mi pokry'tiyami. Dis cand. tehn.nauk. Kishine'u, 1992,179 s.
5. Kre'chiun, A.T., Moraru, V.E., Tverdy'e smazochny'e materialy' na osnove kaprolactame. Izd. „Shtiința”, Kishine'u, 1988, 117 s.

CZU:

TECHNICAL CHARACTERISTICS OF ELECTROLYTIC ALLOY Fe-Ni WITH AUTOLUBRICATION PROPERTIES

Petru Stoicev, Professor, Doctor Habilitat; **Gheorghe Roșcovan**, PhD;
Rodion Radu, Associate Professor, PhD; **Victor Palancica**, post-graduate student;
Nicolae Martiniuc, Professor, Doctor Habilitat
(Technical University of Moldova, Chisinau, Moldova)
Pavel Topala, Professor, Doctor Habilitat; **Alexandru Balanici**, Associate
Professor, PhD; **Alexandr Ojegov**, post-graduate student
(Alec Russo Balti State University, Moldova)

This paper contains technical characteristics of electrolytic alloy Fe-Ni with autolubrication properties based on caprolactam. Theoretical premises for elaboration of obtained alloy Fe-Ni have been confirmed through the exploitation tests under real pieces restored with Fe-Ni depositions with autolubrication properties.

Prezentat la redacție la 05.11.09

CZU:

THE WORK OF DEFORMING WEAR-PROOF IRON-NICKEL PLATING IN MICROSQUEEGING

Vasile Javgureanu, Professor, PhD; **Pavel Gordelenco**, Associate Professor, PhD
(Technical University of Moldova)

Rezultatele experimentale au demonstrat că cu ajutorul proprietăților fizico-mecanice în microvolum (A- lucru total pentru deformarea acoperirilor galvanice și lucru pentru deformarea plastica A_n), corespund cu recomandările de mai înainte referitor la regimurile optimele pentru care acoperirile galvanice au durata de funcționare maximală.

Introduction

The actual problems of studying physical and mechanical characteristics of materials in near – surface layers are caused by the fact that all the modern methods of processing, ruggedizing and coupling metals are connected with contact deformations.

Kinetic micro hardness and hardness tests open up new possibilities for determining physical and mechanical properties and destructions viscosity of wear-proof coverings [1]. The potentialities of defining elastically plastic characteristics, deformation work (A_y , A_n , A_p , A), the relationship among micro hardnesses (H/H_h , H/H_d) of wear-proof iron-nickel coverings have been expended in [2, 3].

Information

Kinetic micro hardness and hardness tests open up new possibilities for determining physical and mechanical properties and destructions viscosity of wear-proof coverings.

The study on the deformation of deep and superficial layers of material under indenter by putting the grid in the plane of the meridian section of the model showed that the deformation of the deep layers of material when pressing in the pyramid for the metals is qualitatively identical. Deformations are maximal along the axis of pressing in at the point of maximum shearing stresses. On the surface of the imprint deformations grow from the centre to the outline, they decrease near the outline and the direction changes beyond its limits.

The inversion of the direction of deformation occurs in the consequence of the fact that in the imprint and at a certain depth under it the material experiences axial compression and broadening in the radial direction. Beyond the outline of imprint extension of material to the surface occurs, which is accompanied by axial broadening and contraction in the radial direction. In the intermediate directions the

components of axial deformation smoothly change from the compression along the axis of pressing in to broadening on the outline of imprint.

The potentialities of defining elastically plastic characteristics, deformation work (A_y , A_n , A_p , A), the relationship among micro hardnesses (H/H_h , H/H_d) of wear-proof iron-nickel coverings have been expanded in [2, 4].

Iron-nickel plating form electrolytes (tab. 6) were under investigation by the procedure described in the work [2]. As specimens, were studied rollers of 30mm in diameter, with plating 0.5 mm thick and 100 mm in length, which were treated in optimal polishing modes.

The depth of elastic restoration (h_y), of plastic and general squeezing (h_h , h) were defined by the diagram of pressing indenter of springy (V_y), plastic (V_n), and total (V) deformed for elastic (A_y), plastic (A_n) and total elastic (A) deformed volumes (kgf·mm) were determined for one depth of pressing in ($h = 2 \mu\text{m}$) by the well-known methods [2,3]. The dynamic hardness elastic ($H_d = A/V$) was specified as the ratio of complete work of deforming (A) to the expelled material volume elastic (V), i.e. as an average specific work of deformation.

The experimental studies

The experimental studies carried out by us have shown that the dependence of dynamic micro hardness elastic (H_d) upon the current density of iron-nickel coverings is of extreme character (fig.1). With the increase of current density from 5 A/dm² to 50 A/dm², the dynamic micro hardness rose from 6540 (H/mm²) to 9460 (H/mm²). Of the current density is increased further from 50 A/dm² to 80 A/dm², the dynamic micro hardness (H_d) will decrease from 9460 H/mm² to 6120 (H/mm²).

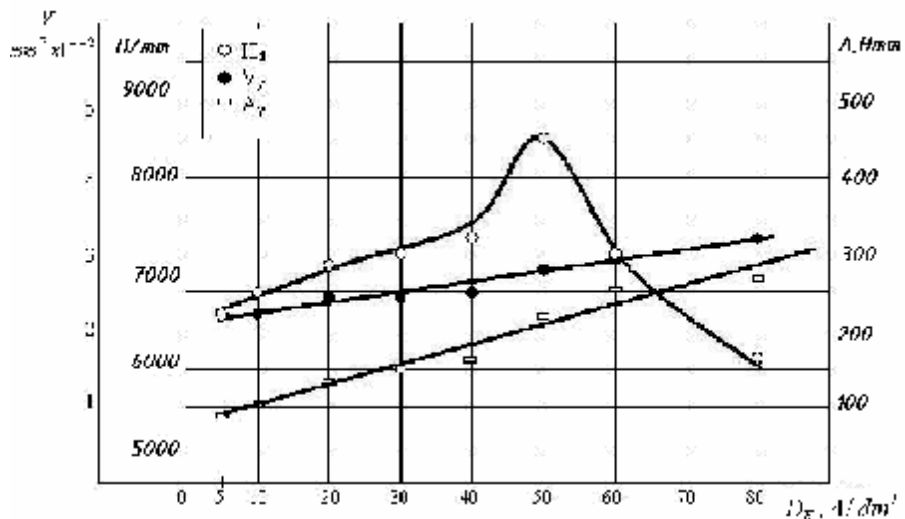


Fig. 1. The influence of current density on elastic characteristics of iron – nickel coverings

On the entire range of increasing current densities (from 5 A/dm² to 80 A/dm²) the volume of elastic deformation of iron-nickel coverings (V_y) rose from 2.08×10^{-2} mm³ up to 3.02×10^{-2} mm³ and the work expended on plastic deforming of these volumes (A_y) increased from 73.7 H·mm to 261,3 H·mm. The above data are in good agreement with the previous studies [2] and show that with rise of current density from 5 A/dm² to 80 A/dm², has increased the depth of the restored imprint from 0.24 μ m to 0.374 μ m in the process of micro identification of iron-nickel coverings.

The dependence of dynamic micro hardness (H_d) and work expended on plastic deforming of iron-nickel coverings with the increase of current densities from 5 A/dm² to 80 A/dm² is of extreme character (fig.2).

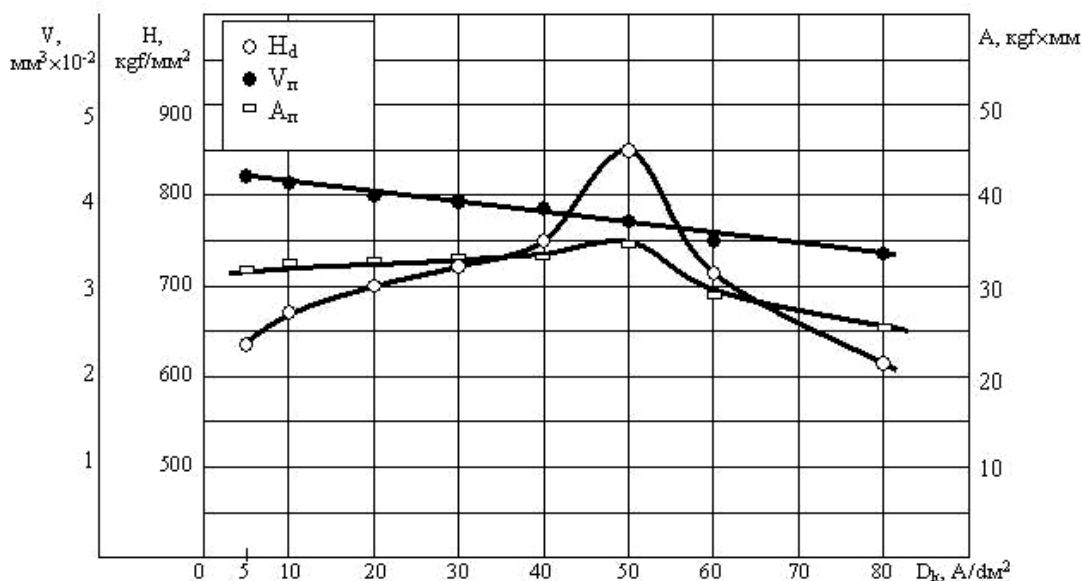


Fig. 2. The influence of current density on plastic properties of iron – nickel coverings

Of the current densities are increased from 5 A/dm² to 50 A/dm², the work of plastic deformation (A_n) will increase from 310 H·mm to 331 H·mm. With further increase of current densities from 50 A/dm² to 80 A/dm² the work expended for plastic deformation would decrease from 331 H·mm to 210 H·mm. With the rise of current densities from 5 A/dm² to 80 A/dm² the deformed plastic volume (V_n) was reduced from 4.45×10^{-2} mm³·10⁻² to 3.51×10^{-2} mm³·10⁻². These data have shown that with the increase of current densities from 5 A/dm² to 80 A/dm² the depth of plastic imprint (h_n) was decreased from 1.760 μ m to 1.626 μ m in micro identifying iron-nickel coverings.

Total work consumed

The dynamic micro hardness dependence (H_d) and total work consumed on iron-nickel plating deformation with the increase of current density from $5\text{A}/\text{dm}^2$ to $80\text{A}/\text{dm}^2$ are of extreme character and the total volume of plastic deformation (V) impressing at the same value ($h = 2\ \mu\text{m}$) was a constant quantity ($V = 6.53 \times 10^{-2}\ \text{mm}^3$) (fig.3).

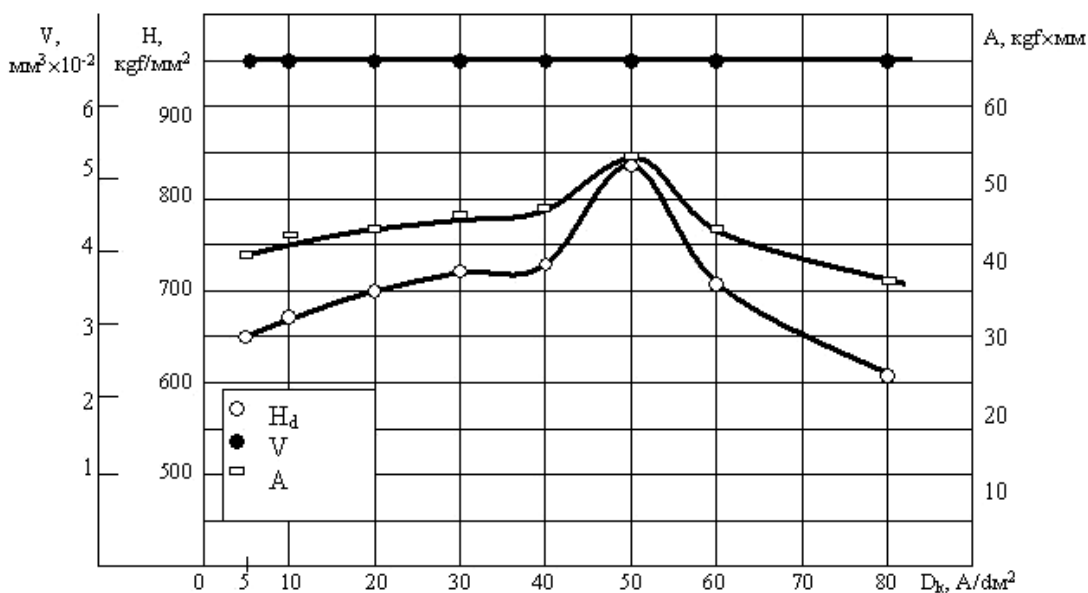


Fig. 3. The influence of current density on dynamic micro hardness (H_d) and the work expended on deforming Fe-Ni plating in micro squeezing.

When raised current density from 5 to $50\ \text{A}/\text{dm}^2$, the sum total deformation work increased from 427,2 H·mm to 552,6 H·mm. With the further increase of current density from $50\ \text{A}/\text{dm}^2$ to $80\ \text{A}/\text{dm}^2$, the sum total deformation work decreased from 552,6 H·mm to 399,8 H·mm.

With the temperature of electrolyte from 20°C to 40°C , the dynamic micro hardness (H_d) grew up from $5780\ \text{H}/\text{mm}^2$ to $8460\ \text{H}/\text{mm}^2$ and the work expended for plastic deformation rose from 199,9 H·mm to 330,9 H·mm. The sum total work (A) consumed on deforming the total volume increased from 377,2 H·mm to 552,6 H·mm. The work for fragile destruction (A_p) grew up from 151,5 H·mm to 200,1 H·mm.

In spite of an increase in the dynamic microhardness, the work, spent on general, plastic and brittle failure of iron-nickel coatings with an increase in the temperature of electrolyte from $20\ ^\circ\text{C}$ to $40\ ^\circ\text{C}$ works spent on the elastic deformation of iron-nickel sediments decreases from 25,82 to 21,57 H·mm.

Of the temperature is further increased from 40 °C to 60 °C, the dynamic micro hardness (H_d) will drop from 8460 H/mm² to 6540 H/mm². The sum total work (A) expended for deforming the general volume was decreased from 552,6 H·mm to 427,2 H·mm. The work for fragile destruction did not practically change. The work for plastic deformation reduced from 330,9 H·mm to 263,3 H·mm and work spent on elastic deformation decreased from 21,57 H·mm to 14,15 H·mm.

It should be pointed out that with the increase of electrolyte temperature from 20 °C to 60 °C, the depth of plastic pressing decreased (h_y) from 0.390 μm to 0.298 μm; the work expended for plastic deformation (A_y) reduced from 25,82 H·mm to 14,15 H·mm and the depth of plastic pressing (h_n) rose from 1.620 μm to 1.702 μm.

The studies undertaken have shown that the dynamic micro hardness (H_d), the work for plastic and general deformation (A_n , A) and the work for fragile destruction (A_p) are of extreme character with the change of current density from 5 A/dm² to 80 A/dm² and electrolyte temperature from 20 °C to 60 °C.

Extreme quantities of the above values (H_d , A_n , A_p , A) coincide with the recommendations obtained earlier for iron-nickel plating from the viewpoint of their optimal wear resistance. The greatest dynamic micro hardness (H_d), the most value of the work expended for springy, plastic and general deformations of iron-nickel coverings of iron density of 50 A/dm² and temperature (T) of 40 °C.

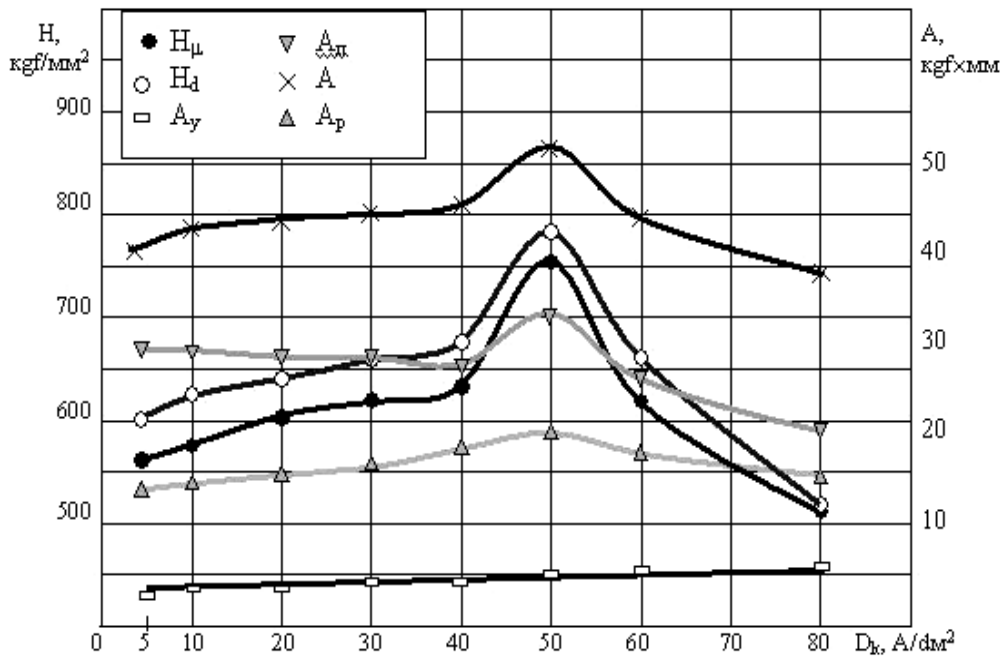


Fig. 4. The effect of current density on unrestored and dynamic micro hardness (H_h , H_d), on springy plastic destruction fragility and on sum total work (A_s , A_p , A_d , A) in micro squeezing of Fe-Ni.

The possibility of evaluating fragility of coverings

The possibility of evaluating fragility of coverings by pressing indenter is of great importance as in defining by means of other methods some difficulties arise connected with plating peeling off the base and their testing because of low hardness [2].

The increase of current density assists in fragile destruction of coverings at smaller critical loads regardless of the solution where plating occurred which agrees with the available published data on determining fragility of coverings by means of flexible cathode.

This regularity can be explained by the fact that increasing current density leads to increasing the number of micro cracks and decreasing the plating density. The plating destruction may arise only after some preliminary deformation. The intensity of this accumulation depends on the type of interatomic bonds, material structure and deformation conditions.

With the change of conditions of electroplating the deposit structure and deformation condition will change either [2]. Pores and cracks concentrate tensions and reduce plastic properties of plating raising their tendency to fragile destruction. The sum total material porosity is defined by means of elasticity module E and H/H_d ratio [4]. The work is consumed on the plastic deformation connected with the preparation of destruction [1].

Final recommendations

1. On relation with the statements mentioned above, it should be noted that the work connected with energy expenses on springy and plastic deformation of the volume (V) will always be more than the sum total of works connected with springy (A_s) and plastic (A_p) deformations in pressing iron-nickel coverings.

2. This gives grounds to assume that the difference of this work [$A_d = A - (A_s + A_p)$] is the work (A_d) expended on the fragile destruction of plating in squeezing.

3. Thus, the obtained results have given possibility for the first time to determine deformed volumes of iron-nickel plating (V_s, V_p, V), the work expended for the plastic deforming of these volumes (A_s, A_p, A) and the work consumed has frail destruction. These supplementary and very important data allow explaining the mechanism and nature of springy and plastic deformations as well as frail destruction of iron-nickel plating.

References

1. Bulychev, S., Alykhin, V., *Testing materials by continuous pressing of an indenter*, Edition House Mashinostroyeniye, ISBN 5-217-00842-3, Moscow, 1990.
2. Gologan, V., Javgureanu, V., AJDER, V., *The increase of durability of machine parts by means of wear proof plating*, Edition House Știința, Chișinău, 1973.
3. Javgureanu, V., Ajder, V., Ceban, V., *The experimental definition of deformation work of galvanic iron wears proof plating*. Modern technologies in the XXI century, The 30th session of the scientific presentations, ISBN 973-640-012-3, Romania, November 6th – 7th Bucharest, 2003, pp. 40-42.
4. Javgureanu, V., Ajder, V., Ceban, V., *The experimental investigations of restored and unrestored microhardness of wear proof iron platings*, International Conference, Advanced Manufacturing Technologies, ISSN 2573-7419, Romania, Bucharest, 2003, pp. 223-225.

CZU:

DETERMINAREA LUCRULUI EFECTUAT LA DEFORMAREA ACOPERIRILOR FIER-NIKEL ÎN MICROVOLUM

Vasile Javgureanu, prof. dr.; **Pavel Gordelenco**, conf. dr.
(Universitatea Tehnică a Moldovei)

Rezultatele experimentale au demonstrat că cu ajutorul proprietăților fizico-mecanice în microvolum (A- lucru total pentru deformarea acoperirilor galvanice și lucru pentru deformarea plastica An), corespund cu recomandările de mai înainte referitor la regimurile optime pentru care acoperirile galvanice au durata de funcționare maximală.

Prezentat la redacție la 07.12.09

CZU:

EXPERIMENTAL RESEARCH ON DETERMINING THE CORRELATION OF THE RESTORED AND UNRESTORED MICROHARDNESS OF THE WEAR-PROOF IRON-NICKEL PLATINGS

Vasile Javgureanu, Professor, PhD; **Pavel Gordelenco**, Associate Professor, PhD
(Technical University of Moldova)

Abstract

?
?
?
?

Introduction

The correlation of the restored and unrestored material hardness is an important characteristic, widening data of mechanical properties of a material and its structure [1-6]. This correlation depends upon the ratio of hardness of the material to module of its elasticity and the altitude of the roller of produced by the material pressed off the imprint.

Examining the hardness H_h (unrestored microhardness) measured by the depth of the imprint and the hardness H (restored microhardness) measured by transverse size of the unloded imprint, attention should be focused on the fact that the latter is measured with regard to the roller, whereas the imprint depth is measured from the initial plane of the specimen.

Information

The ratio of these two hardness values being an important index of the physical and mechanical properties of the material, may be defined theoretically if the altitude of roller around the imprint and elastic deformations in it are known:

$$\frac{H}{H_h} = \left[1 - \frac{C}{\sqrt{F}} (h_H - W_K) \right] \quad (1)$$

where:

- C - coefficient of the indenter shape
- F - transverse size of imprint
- h_H - height of the imprint's bulge
- W_K - normal displacement on the imprint's outline

For porous materials the ratio of H/H_h depends on porosity, since the material under the imprint becomes denser. Compression of material, represented in terms of the relative decrease of the imprint volume $\Delta V/V$ compared to the volume of the dense material, is subordinated to the following regularity:

$$\Delta V/V = \rho \tag{2}$$

where: ρ - density of the material

The density of the material ρ may be calculated by the results of Top of Form diagrams of pressings in two indentors with different angles of grinding [1]. For dense materials the possibility to measure the altitude of the roller by the correlation H/H_h , allows us define the empirical correlation between the hardness and extension diagrams. In pressing the pyramid, the roller around the imprint is thoroughly investigated in articles [4,5].

Its maximal altitude (in the middle of the square imprint sides), depends mainly on the capability of the material for strain hardening and varies for different materials from 1,5% to 20% of imprint depth.

Elastic deformations

Elastic deformations in the imprint can be determined by the method of the elasticity theory. In the reference literature the use of Vickers's pyramid provides the same deformation in pressing in and the elastic deformation does not change the size of plastic imprint diagram. This circumstance simplifies the examination of the correlation between surfaces, measured along the diagonal and by the depth of imprint, since it is necessary to consider only the altitude of roller and normal elastic deformation on the outline of imprint. In connection with the facts outlined above, the relation between the hardness (H_h) calculated by the depth of imprint and the hardness (H) calculated by the transverse size ($\sqrt{F} = C \cdot h$) of the unloaded plastic imprint, which may be written as:

$$\frac{H}{H_h} = \left(1 - C \cdot V_H + \frac{C \cdot W_K}{\sqrt{F}} \right)^2 \tag{3}$$

where:

- $V_H = h_H / \sqrt{F}$ – relative altitude of bulge,
- h_H - roller height.

Mechanical properties of materials

It has been proved that the correlation H/H_h practically does not depend on the character of pressure distribution in the imprint, but it is determined only by average pressure, standardized to the given contact elasticity modulus [1]. The analysis of elastic deformations in the imprint with the subsequent calculation of the restored and unrestored hardness correlation is significant for determining the physic and mechanical properties of materials. The correlation H/H_h is an important experimental parameter, and its deviation from the computed value may characterize such a necessary index for the materials and strengthening layers and platings as porosity. A number of papers are dedicated to the analysis of this correlation [1,6].

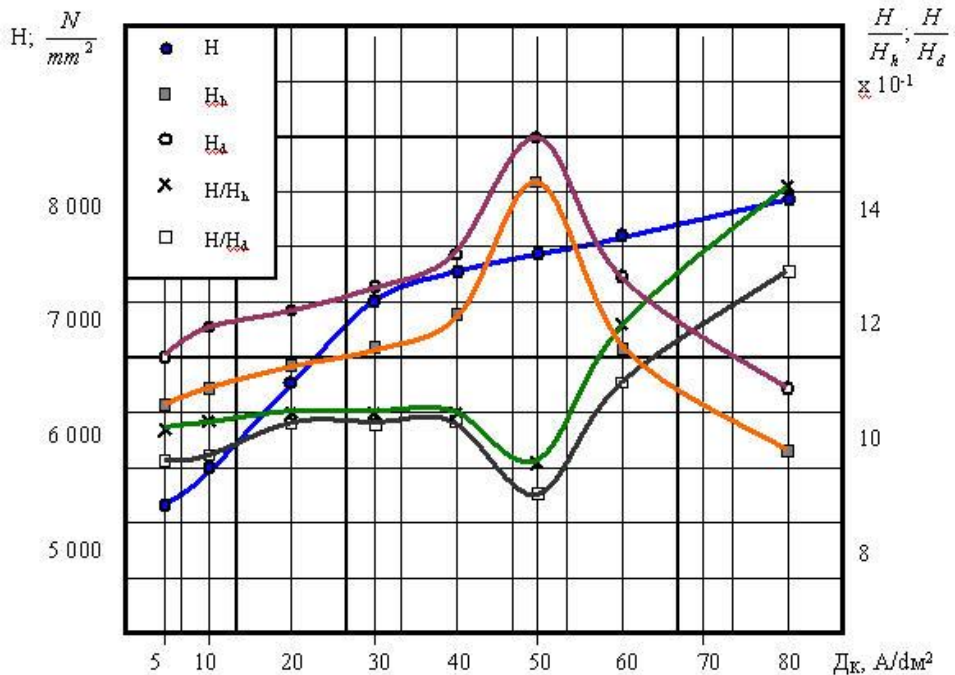


Fig.1. Influence of current density on restored (H) and unrestored (H_h), dynamic microhardness and the correlation (H_d) and H/H_h of H/H_d iron-nickel platings

Iron-nickel electrolytic sediments from the electrolyte were researched [7, table 6, page 61]. Rollers of 30 mm in diameter, 0,5 mm in plating thickness and 100 mm in length were used as specimen, which were processed under optimum conditions of grinding [7].

The experimental studies

The restored microhardness (H) of iron-nickel platings was determined by means of PMT-3 device. The unrestored microhardness H_h of iron-nickel platings was determined on the unit for the micromechanical tests using the procedures developed at the branch of VNEEASH, in Volzhsk [7].

The research performed showed that with an increase in the current density from 5 to 50 A/dm², while obtaining iron-nickel sediments (fig.1) the restored microhardness (H) increased substantially from 5250 to 7000 H/mm². Increasing further the current density to 80 A/dm² the restored microhardness (H) increased insignificantly from 7000 to 7800 A/dm². The unrestored microhardness (H_h) had an extreme nature. Current density when increased from 5 to 50 A/dm² the unrestored microhardness (H_h) increased from 6050 to 8130 H/mm². Increasing further the current density from 50 to 80 A/dm², the unrestored microhardness (H_h) decreased from 8130 to 5670 H/mm².

The same characteristic has the dynamic microhardness calculated as the ratio of consumed work (A, kgf·mm) to the deformed volume of iron-nickel plating in pressing the indenter (V, mm³). Increasing the current density from 5 to 50 A/dm² the dynamic microhardness (H_d) increased from 6540 to 8460 H/mm². With further increase in the current density from 50 to 80 A/dm² the dynamic microhardness (H_d) decreased from 8460 to 6120 H/mm².

The correlation of the iron-nickel platings restored microhardness (H) to the unrestored microhardness (H_h) with an increase in the current density from 5 to 80 A/dm² is of extreme character as well as the correlation of the restored microhardness (H) to the dynamic microhardness (H_d). With an increase in the current density, when obtaining the iron-nickel platings, from 5 to 50 A/dm² the correlation H/H_h decreased from 1,059 to 0,910, while H/H_d decreased from 0,981 to 0,875. With further increase in the current density from 50 to 80 when obtaining the iron-nickel platings, the correlation H/H_h increased from 0,910 to 1,376 while the correlation H/H_d increased from 0,875 to 1,275.

Research on determining the restored (H), unrestored (H_h) and dynamic microhardness (H_d) of iron-nickel platings, as well as the correlations H/H_h and H/H_d with the change in the temperature of electrolysis (from 20°C to 60°C, at $D_k = 50$ A/dm²) are shown in fig.2.

At an increase in the temperature of the electrolysis from 20°C to 60°C, the restored microhardness (H) decreased from 8100 to 6900, while the unrestored (H_h) and dynamic microhardness (H_d) had an extremal character.

When increasing the temperature of the electrolysis from 20°C to 40°C the unrestored microhardness (H_h) increased from 5290 to 8130, while the dynamic microhardness (H_d) increased from 5780 to 8460, the correlation H/H_h decreased from 1,531 to 0,910 and the correlation H/H_d decreased from 1,401 to 0,875.

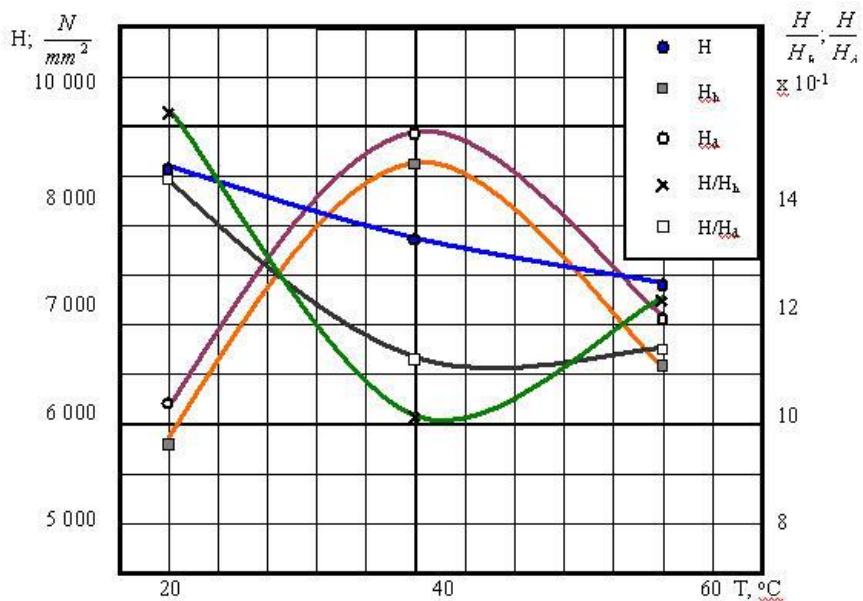


Fig.2. Influence of the electrolyte temperature on restored (H) and unrestored (H_h), dynamic microhardness (H_d) and the correlation H/H_h of H/H_d iron-nickel platings.

With the further increase in the temperature of the electrolysis from 40°C to 60°C , the unrestored microhardness (H_h) decreased from 8130 to 6050, the dynamic microhardness (H_d) decreased from 8460 to 6540 while the correlation H/H_h increased from 0,910 to 1,140 and the correlation H/H_d increased from 0,875 to 1,055.

The research has shown that the unrestored (H_h) and dynamic microhardness H_d as well as the correlations H/H_h and H/H_d have an extreme character when current density from 5 to 80 A/dm^2 and temperature of electrolysis from 20°C to 60°C changed. The outer limits of microhardness H_h and H_d and the correlations H/H_h and H/H_d coincide with the obtained previously recommendations, for the iron-nickel platings [7] from the point of view of providing their optimum wear-proof.

The greatest microhardness H_h and H_d and the greatest correlations H/H_h and H/H_d are obtained at a current density $\bar{D}_k = 50$ and a temperature of electrolysis $T=40^{\circ}\text{C}$ (fig.1 and fig.2).

Final recommendations

1.The obtained results coincide well with obtained by us data regarding the spent elastic, plastic, brittle failure and the general work (A_y , A_{π} , A_p and A) necessary for the deformation of the elastic, plastic and total volume (V_y , V_{π} , V) of iron-nickel platings in pressing in the indenter with the record of kinetic

diagram. The for the first time the information obtained will make it possible to explain the mechanism of the elastic and plastic deformation of wear-proof iron-nickel platings when tested under varied conditions for friction and wear.

2.A larger research in this aria will allow us to determine the mechanisms which initiate destruction and limit the wear proof capacity of the galvanic wear proof iron-nickel platings under the condition of the contact loads.

References

1.Bulychev, S., Alykhin, V., *Testing materials by continuous pressing of an indenter*, Edition House Machinostroiyeenie, ISBN 5-217-00842-3, Moscow, 1990.

2.Javgureanu, V., Ajder, V., Ceban, V., Pavlova, L., *Experimental studies on defining the work of deforming wears-proof iron plating in pressing*. TMCR - 2003, Editor U.T.M, ISBN 9975-9748-2-1, Chişinău, 2003, pp. 407-412.

3.Javgureanu, V., Ajder, V., Ceban, V., *The experimental investigations of restored and unrestored microhardness of wear proof iron platings*, International Conference, Advanced Manufacturing Technologies, Bucharest, 2003.

4.Grigorovitch, V., *Hardness and microhardness of materials*, Edition House Machinostroiyeenie, ISBN 5-217-00842-3, Moscow, 1976.

5.Khruschev, M., Berkovitch, E., *Accurate definition of the wear of machine parts*, Edition House CMAN, Moscow, 1953.

6.Golanov, V., Grigoriev, O., *The determination of hardness and unga module in springplastic pressing of indentors in materials*, Edition House DAN URSS, Moscow, 1984.

7.Gologan, V., Javgureanu, V., Ajder, V. *The increase of durability of machine parts by means of wear proof plating*, Edition House Ştiinţa, Chişinău, 1973.

CZU:

CERCETAREA ŞI DETERMINAREA CORELAŢIEI MICRODURITĂŢII RESTABILITE ŞI NERESTABILITE A ACOPERIRILOR FIER-NIKEL

Vasile Javgureanu, prof. dr.; **Pavel Gordelenco**, conf. dr.
(Universitatea Tehnică a Moldovei)

Rezultatele obţinute a microdurităţilor nerestabilite şi dinamice corespund cu lucrul efectuat pentru deformarea plastica şi lucrul total şi corespund cu recomandările de mai înainte referitor la regimurile optimele pentru care acoperirile galvanice au o durată de funcţionare maximală.

Prezentat la redacţie la 07.12.09

УДК 666.11.01

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА HF-СЕКЦИОНИРОВАНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В ЛИСТОВОМ СТЕКЛЕ, ОБРАБОТАННОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМИ ПОЛЯМИ

Георгий Дука, Академик

(Академия Наук Республики Молдовы)

Василий Шарагов, доц. докт. хаб.

(Государственный университет им. А. Руссо, Бэлць, Молдова)

Исследовано влияние постоянного, переменного и импульсного магнитных полей на структурные изменения в листовом стекле с помощью метода секционного травления раствором HF. Режимы обработки листового стекла электромагнитными полями: модуль вектора магнитной индукции – до 150 мТл, температура – 400-550 °С, длительность – 1-300 с. Установлены факторы, влияющие на скорость травления листового стекла раствором HF. Анализируются графики скорости растворения стекла в зависимости от продолжительности одного травления. Определены скорости растворения стекла, обработанного электромагнитными полями.

Введение

Природа взаимодействия электромагнитных полей с неорганическими стеклами изучалась мало. Эксперименты в основном выполнялись со стеклами полупроводниковыми [1-3] и модельными оксидными [4-6].

В халькогенидных стеклах под влиянием магнитных полей отмечается определенная ориентация их структуры, вследствие чего усиливаются их кристаллизационные свойства [1]. Тем не менее, даже для стекол простых составов механизм их взаимодействия с электромагнитными полями не выяснен.

Фундаментальные эксперименты провел академик Дембовский С. А. с сотрудниками [2, 3]. Для стеклообразного селена проводились измерения вязкости под воздействием постоянного и переменного магнитных полей. Получены необычные результаты. Оказалось, что действие очень слабого магнитного поля влияет на диамагнитное вещество, причем в определенных (резонансных) условиях в несколько раз изменяет его макроскопическое свойство – вязкость. Такой эффект авторы объясняют тем, что действие магнитного поля является не силовым и поле воздействует не на основное вещество, а на отклонения от основного состояния - дефекты. В свою очередь дефекты могут определять микроскопические свойства вещества, в т. ч. и вязкость, которая рассматривается как транспорт атомов во всем объеме вещества, происходящий посредством дефектов. Магнитное поле в этом случае способно задавать направление протекания таких процессов с участием дефектов, о чем свидетельствует анизотропия.

Ходаковская Р. Я. и Павлушкин Н. М.. исследовали воздействие постоянного магнитного поля на модельные стекла, значительно отличающиеся между собой по составу и структурным параметрам: щелочесиликатные, алюмосиликатные, титаносиликатные и боратные [4]. Авторы установили, что кристаллизационные свойства стекол под влиянием постоянного магнитного поля усиливаются. Обнаружен интересный эффект – выявлено различие свойств стекол в зависимости от направления магнитных силовых линий (перпендикулярное или параллельное).

В более поздних исследованиях донецкие ученые, применяя разные методы исследования структуры стекла (ИК спектроскопию, ядерный магнитный резонанс и др.) [5, 6] не смогли однозначно установить протекание процесса кристаллизации силикатных стекол под воздействием постоянного магнитного поля. По их мнению, механизм взаимодействия неорганических стекол с магнитными полями трудно поддается изучению и зависит от многих факторов.

Исследования [7] показали, что для стекла состава (молярные доли, %) 12 Li₂O, 15 Al₂O₃, 73 SiO₂ с добавкой 3 % ZrO₂ сверх 100 % в качестве катализатора кристаллизации, наблюдался незначительный эффект влияния постоянного магнитного поля напряженностью 1,5-2 кЭ на процесс ситаллизации. Это можно объяснить высокой связанностью структуры расплава, малым количеством немостикового кислорода и отсутствием анизотропных структурных элементов. Все это препятствует процессам ориентации структурных фрагментов в магнитном поле.

Влияние электромагнитных полей на структуру промышленных стекол не исследовано.

Целью проведенных экспериментов являлось выявить наличие структурных изменений в поверхностных слоях листового стекла, обработанного электромагнитными полями, с помощью метода секционного травления раствором HF.

Методика эксперимента

В качестве объекта исследований применялись образцы листового стекла безлодочного вертикального вытягивания следующего химического состава (массовые доли, %): 72,55 SiO₂, 1,83 Al₂O₃, 0,10 Fe₂O₃, 7,65 CaO, 3,61 MgO, 13,57 Na₂O, 0,46 K₂O, 0,31 SO₃. Пластинки листового стекла удобны, как для обработки электромагнитными полями, так и для секционного травления раствором HF.

Термомагнитную обработку стекла проводили следующим образом. Образцы вставляли в нагревательную печь при комнатной температуре, нагревали до заданной температуры и подвергали воздействию постоянного, переменного и импульсного магнитных полей. По окончании обработки печь отключалась, и образцы охлаждались в ней до комнатной температуры.

Режимы обработки стекла постоянным и переменным магнитными полями: модуль вектора магнитной индукции (МВМИ) – до 150 мТл, температура – 400-550 °С, длительность – 30-300 с.

Основные параметры обработки стекла импульсным магнитным полем: значение МВМИ – до 150 мТл, напряженность магнитного поля – 0,1 МА/м, плотность тока - 120 МА/м², длительность импульса – 30 мкс, частота следования импульсов – 1-7 Гц, число импульсов на одну обработку – 1-100, температура – 400-550 °С.

Впервые метод секционного травления модельных стекол раствором HF предложили ученые Будапештского университета им. Л. Этвеша [8]. Денный метод до сих пор применяется только для анализа состава поверхностных слоев модельных стекол простых составов [9-10]. Сущность метода сводится к послойному стравливанию поверхностных слоев стекла растворами HF разной концентрации.

Нами разработана методика HF-секционирования стекол промышленных составов. Одновременно травилось три образца размерами примерно 3x3 см. Образцы вращались в растворе или находились в стационарном положении. После окончания травления образцы вынимались из кассеты и промывались дистиллированной водой, сушились, охлаждались и взвешивались на микроаналитических весах. Взвешивая образцы до и после травления, определяли потери массы стекла, растворенного в HF, а затем рассчитывали толщину растворенного слоя и скорость растворения образца. Затем строится график зависимости скорости растворения стекла от толщины стравленного слоя.

Максимальная относительная погрешность определения толщины растворенного слоя не превышала $\pm 5\%$, а скорости травления $\pm 4\%$. В вытяжках после травления при помощи пламенной фотометрии определялась концентрация Na^+ , K^+ и Ca^{2+} . Техника HF-секционирования стекол подробно описана в работе [11].

Полученные результаты и их обсуждение

На первой стадии исследований было установлено, что скорость растворения промышленных стекол зависит от многих факторов: состава и структуры стекла, концентрации, объема и температуры раствора HF, гидродинамических условий и др. Во всех наших опытах температура раствора HF, а также его объем и концентрация оставались неизменными. Продолжительность одного травления варьировалась в ходе эксперимента и составляла от 5 до 60 мин.

Скорость растворения промышленных стекол существенно зависит от гидродинамических условий. В качестве примера на рис. 1 представлен график скорости растворения листового стекла при продолжительности

одного травления 20 мин (образцы во время травления находились в одном и том же положении).

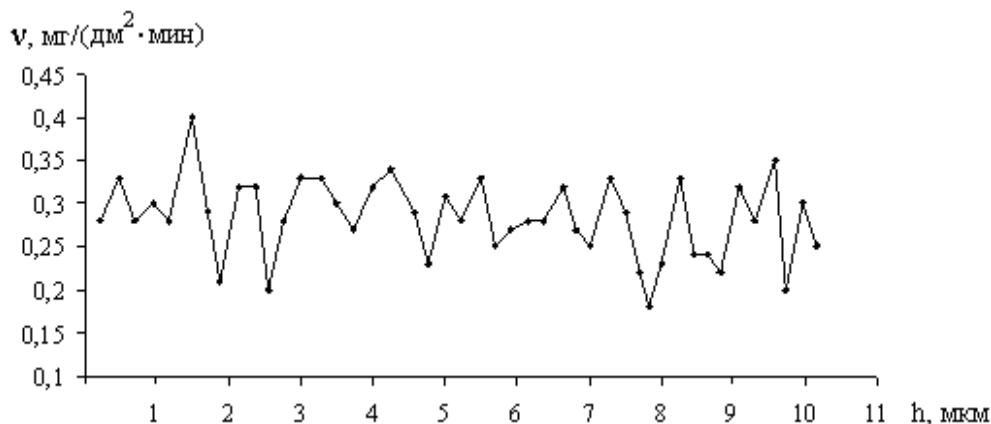


Рис.1. Скорость растворения поверхностных слоев листового стекла
Продолжительность одного травления 20 мин.
Образцы при травлении находились в стационарном положении.

Данные рис.1 свидетельствуют о том, что за одно травление растворяется слой стекла толщиной примерно 0,20–0,25 мкм. Обращает на себя внимание нестабильность скорости растворения стекла. Наибольшее значение скорости растворения стекла отличается от наименьшего в два раза.

При уменьшении продолжительности одного травления с 20 до 10 мин, средняя скорость растворения стекла остается на том же уровне, в то время как толщина растворенного слоя стекла за одно травление снижается в два раза.

Вращение образцов приводит к существенному увеличению скорости растворения стекла, о чем свидетельствуют данные рис. 2.

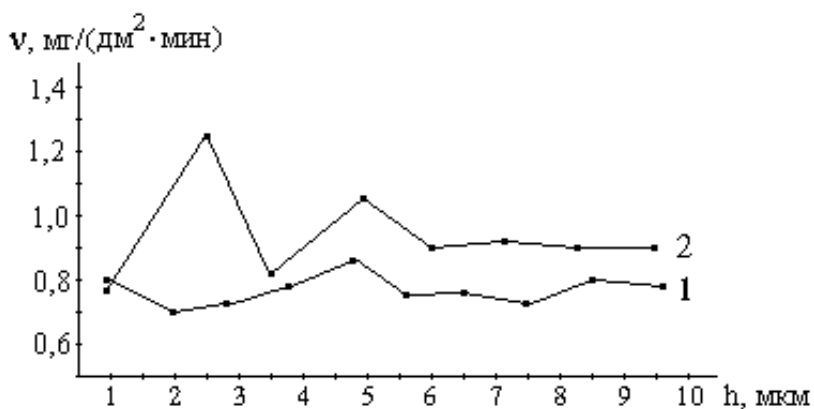


Рис.2. Скорость растворения поверхностных слоев листового стекла
Продолжительность одного травления 10 мин.
Образцы при травлении вращались.

Данные рис. 2 показывают, что за одно травление растворяется слой стекла толщиной примерно 0,8–1,2 мкм, в то время как толщина растворенного слоя стекла у образцов, находящихся в стационарном положении, составляет всего 0,10–0,15 мкм (при одних и тех же условиях травления). Аналогичным образом средняя скорость растворения стекла при вращении образцов в несколько раз превышает среднюю скорость растворения стекла без вращения.

Разброс отдельных значений скорости растворения стекла при вращении образцов значительно меньший по сравнению с данными, полученными для образцов, травившихся в стационарном положении. Рис. 2 также демонстрирует, что отсутствует тесная корреляция в воспроизводимости результатов для образцов разных серий.

Многочисленное травление образцов листового стекла при продолжительности одного травления от 5 до 30 мин подтвердило нестабильный характер скорости растворения стекла. На наш взгляд, значительный разброс данных для скорости растворения поверхностных слоев листового стекла можно объяснить только его неоднородной структурой. Это подтверждается просмотром образцов, применявшихся для HF-секционирования, под микроскопом. Во всех образцах обнаружены четкие продольные полосы (относительно ленты стекла в процессе ее вытягивания) разной толщины. Слоистая структура у промышленных стекол выявлена различными методами [12–14].

Под воздействием электромагнитных полей средняя скорость растворения стекла снижается. Пример влияния постоянного магнитного поля на скорость растворения стекла представлен на рис. 3.

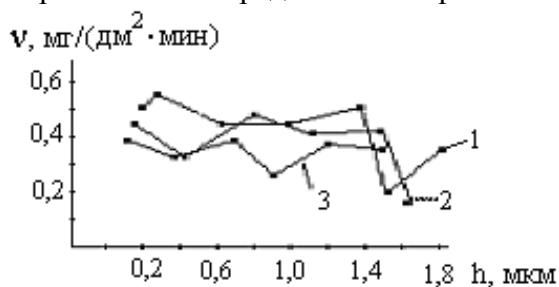


Рис. 3. Скорость растворения поверхностных слоев листового стекла, обработанного постоянным магнитным полем

Продолжительность одного травления 10 мин.

Образцы при травлении находились в стационарном положении.

1 – без обработки;

2 – температура - 500 °С;

3 – температура - 550 °С;

2, 3 – МВМИ - 150 мТл, время обработки - 30 с.

В результате термомагнитной обработки интервал разброса отдельных значений скорости растворения стекла практически не изменился, в то время как средняя скорость его растворения уменьшилась. Аналогичного характера результаты получены при обработке стекла переменным и импульсным магнитным полями.

Изменение скорости растворения стекла, подвергнутого воздействию постоянного и импульсного магнитных полей показано на рис. 4.

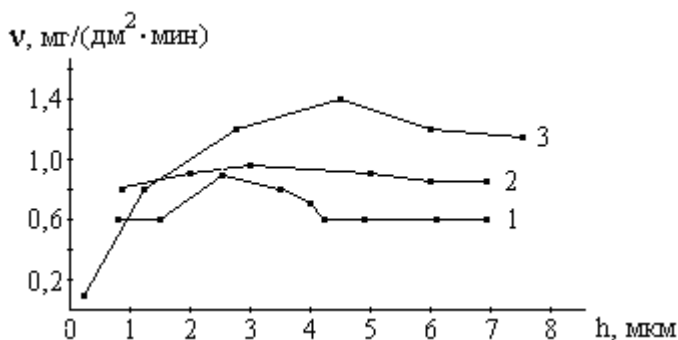


Рис. 4. Скорость растворения поверхностных слоев листового стекла, обработанного электромагнитными полями

Продолжительность одного травления 10 мин.

Образцы при травлении вращались.

1, 2 – обработка импульсным магнитным полем:

МВМИ – 150 мТл; температура – 550 °С;

число импульсов на одну обработку – 30 (1) и 100 (2);

частота следования импульсов – 0,8 (1) и 1,6 (2);

3 – обработка постоянным магнитным полем:

МВМИ – 150 мТл; температура – 500 °С; время обработки – 30 с.

Данные рис. 3 и рис. 4 свидетельствуют об изменении структуры стекла под воздействием магнитных полей, в результате чего средняя скорость растворения образцов снижается примерно на 10-15 %. Тесная корреляция между скоростью растворения отдельных слоев стекла и концентрацией в них Na^+ , K^+ и Ca^{2+} отсутствует. В общем случае, чем больше значение МВМИ, температуры стекла и длительности его обработки магнитными полями, тем более глубокие структурные изменения в нем происходят.

Заключение

Впервые для выявления структурных изменений в промышленных стеклах, подвергнутых воздействию электромагнитных полей, применяется метод секционного травления раствором HF.

Установлено, что скорость растворения листового стекла зависит от многих факторов: состава и структуры стекла, концентрации, объема и температуры раствора HF, гидродинамических условий и др.

Скорость растворения листового стекла имеет нестабильный характер. Чем меньше продолжительность одного травления, тем больше разброс отдельных значений скорости растворения стекла. Разброс результатов при вращении образцов значительно меньший по сравнению с данными, полученными для образцов, травившихся в стационарном положении.

Под воздействием постоянного, переменного и импульсного магнитных полей на листовое стекло происходит изменение его структуры, в результате чего скорость травления образцов раствором HF снижается на 10-15 %.

Список литературы

1. Блинов, Л. Н., Бальмаков, М. Д. *О механизме влияния магнитного поля на формирование структуры халькогенидных стекол* // Тезисы докладов VIII Всесоюзного совещания по стеклообразному состоянию. Л., 1986, с. 95-96.
2. Дембовский, С. А., Чечеткина, Е. А., Козюхин, С. А. *Аномальное влияние слабых магнитных полей на диамагнитные стеклообразные полупроводники* // Письма в ЖЭТФ, 1985, Т. 41, вып. 2, с. 74-76.
3. Дембовский, С. А., Чечеткина, Е. А. *Процессы в стеклах, связанные с дефектами* // Известия АН СССР. Серия Физическая, 1986, Т. 50, № 3, с. 516-521.
4. Ходаковская, Р. Я., Павлушкин, Н. М. *Эффект ориентации структуры при стекловании расплавов в слабых магнитных полях* // Стеклообразное состояние / Материалы Седьмого Всесоюзного совещания. Л., 1983, с. 70-74.
5. Жмыхов, Г. В., Борулько, В. И., Петренко, А. Г. *Особенности кинетики рекомбинации парамагнитных дефектов при стекловании силикатных расплавов во внешних магнитных полях* // Физика и химия стекла, 1991, Т. 17, № 1, с. 41-46.
6. Жмыхов, Г. В., Пицюга, В. Г., Прядко, Л. Г., Борулько, В. И. *Влияние магнитного поля на формирование структуры щелочносиликатных стекол* // Физика и химия стекла, 1991, Т. 17, № 2, с. 345-347.
7. Султанов, Ш. Ш., Сулейманов, С. Х., Астахова, В. В. и др. *Влияние звуковых и магнитных полей на ситаллообразование в литиевоалюмосиликатных стеклах, синтезированных в печах радиационного нагрева* // Физика и химия стекла 1993, Т. 19, № 1, с. 161-168.
8. Чаквари, Б., Бокшай, З., Букэ, Г., Ивановская, И. *Структура поверхностных слоев Мак-Иннеса и Дола при его взаимодействии с растворами* // Стеклообразное состояние. Л., 1971, с. 310-313.
9. Белюстин, А. А. *Современные представления о строении поверхностных слоев щелочносиликатных стекол, взаимодействующих с растворами* // Физика и химия силикатов / Сборник научных работ- Л.: Наука. Ленингр. отд., 1987, с.223-242.

10. Белюстин, А. А., Ивановская, И. С., Баранова, Г. В. *Влияние термообработки на состав поверхностных слоев литиевосиликатного стекла после воздействия на него кислоты и соли* // Физика и химия стекла, 2002, Т. 28, № 2, с. 148-159.

11. Sharagov, V. A., Azarenko, O. V., Tsurcan, D. B., Kubak, V. V. *Revealing structural changes in the industrial glass surface layers with the help of the section etching method* // Proc. of the 5th ESG conf. "Glass science and technology for the 21st century". The Czech Glass Society, Prague, 1999, CD, p. C2-39-45.

12. Короткова, В. Н., Смирнов, Е. И. *О слоистости листового стекла, вырабатываемого различными способами* // Стекло и керамика, 1978, №4, с. 9-11.

13. Смирнов, Е. И., Короткова, В. Н. *Метод определения однородности листового стекла по его слоистости* // Стекло и керамика, 1974, №11, с. 6-7.

14. Ящишин, И. Н., Вахула, Я. И., Скрипец, М. М., Горбай, З. В. *Исследование однородности и слоистой структуры листового стекла* // Стекло и керамика, 1978, №4, с. 6-7.

CZU 666.11.01

THE APPLICATION OF THE HF SECTION ETCHING METHOD FOR THE INVESTIGATION OF STRUCTURAL CHANGES IN SHEET GLASS TREATED BY ELECTROMAGNETIC FIELDS

Gheorghe Duca, Academician

(Academy of Sciences of Moldova)

Vasilii Sharagov, Associate Professor, Doctor Habilitat

(Alecu Russo Balti State University, Moldova)

The article presents the results of the investigation which studied the influence of constant, alternating and impulse magnetic fields on structural changes in sheet glass. They have been achieved with the help of the method of section etching of the HF solution. The regimes of treatment of sheet glass with electromagnetic fields include: vector's magnitude of the magnetic induction – up to 150Mt, temperature – between 400 and 500° C, duration – between 1 and 300 s. There have been established the factors that affect the rate of etching of sheet glass by HF solution. The graphs of the glass dissolving rate against the duration of one etching are analyzed. There have also been determined the dissolving rates of glass treated with electromagnetic fields.

Prezentat la redacție la 01.02.10

**Exigențe privind prezentarea lucrărilor științifice pentru revista
„Fizică și tehnică: Procese, modele, experimente”****I. Destinația revistei**

Materialele prezentate vor reflecta realizările obținute în ultimii ani în cadrul catedrelor, laboratoarelor de cercetări științifice ale USB, instituțiilor de învățământ și de cercetare din Republica Moldova și de peste hotarele ei.

II. Cerințe față de articolele prezentate**1. Dispoziții generale**

Nu se vor admite pentru publicare materiale care au fost publicate în alte ediții. Articolele vor fi însoțite de extrasul din procesul verbal al ședinței de catedră, al laboratorului sau seminarului științific la care au fost discutate și propuse pentru publicare. Lucrările primite la redacție vor fi recenzate de specialiști calificați în domeniul respectiv, numiți de colegiul de redacție.

2. Structura lucrărilor și regulile de prezentare

O persoană poate fi autor sau/și coautor la maximum două articole. Volumul unui articol nu va depăși, ca regulă, 7 pagini.

Fiecare articol va cuprinde:

- CZU;
- titlul în limbile română /rusă și engleză;
- date despre autor/autori în limbile română/rusă și engleză;
- rezumatul în limbile română/rusă și engleză;
- articolul propriu-zis;
- bibliografie.

2.1. Întrebuințarea suportului electronic

Materialele vor fi redactate în **Microsoft Word**, fontul **Times New Roman** și vor fi prezentate pe foi în formatul B5 (257X182mm). Parametrii paginii: 25 - stînga (Left), 20 - sus (Top), 20 - jos (Bottom), 15 - dreapta (Right), 17,5 - antet (Header), 0 - subantet (Footer), orientarea portret. Dimensiunile fontului de imprimare - 12 points. Aliniatale – 1 cm. Spațiul dintre liniile (Line Spacing) aceluiași paragraf, inclusiv titlul lucrării și informațiile despre autori - un interval. Se va accepta cu trecerea cuvintelor dintr-un rînd în altul. Ultima pagină, în limita posibilităților, va fi completă.

2.2. Structura articolului

CZU se va situa în partea stîngă a paginii.

Titlul se va da complet, maximum 3 rînduri, pe toată lățimea paginii (14 points, BOLD, CENTER, ALL CAPS).

Informațiile despre autori se vor da cu aldine, în limba în care este scrisă lucrarea, în următoarea consecutivitate: Prenumele și Numele autorului (complet), afilierea. Dacă coautorii lucrării sînt angajații aceleiași instituții, denumirea ei se va da o singură dată.

Rezumatul va cuprinde descrierea succintă a obiectului, metodelor și rezultatelor cercetării și nu va depăși 10 rînduri. Mărimea caracterilor – 10 points. Cuvîntul „Rezumat” nu se va indica.

Introducerea va reflecta stadiul actual al cercetărilor în domeniu. În caz de necesitate, va cuprinde o scurtă analiză istorică. Introducerea se va încheia cu expunerea scopului lucrării.

Conținutul lucrării va include expunerea metodicii cercetării (experimentală sau teoretică), obiectul cercetării, echipamentul, metodele de măsurare și de observare, precizia și erorile metodicii experimentului. Se vor indica rezultatele obținute și analiza lor. Nu se va admite repetarea datelor în tabele, desene și texte.

În concluzii se va expune succint esența cercetării efectuate, relievăndu-se importanța și gradul de noutate a rezultatelor obținute.

Titlul fiecărui paragraf se va evidenția cu aldine. Titlurile de capitol vor fi separate de textul curent printr-un spațiu.

În fața textului fiecare titlu de subcapitol cu doi indici se lasă un spațiu liber de un rînd. Aliniatele se vor marca prin introducerea unui „<Tab>”. Pentru scoaterea în relief a unor concepte se vor folosi aldinele (**fără subliniere**).

Tabele se vor numerota cu cifre arabe în partea dreaptă, la sfîrșitul rîndului (de ex.: „Tabelul 1”), după care, în următorul rînd, va urma denumirea și tabelul propriu-zis. Tabelele vor fi separate de textul curent printr-un spațiu. Toate liniile ce formează coroaia tabelului vor avea aceeași grosime (1 points). În tabela textuală cifrele se vor scrie cu fontul 10 points, normal. Dacă textul va conține un singur tabel, acesta nu se va numerota.

Ilustrațiile (figurile, schemele, diagramele, fotografiile etc.) se vor prezintă în alb-negru, inserate în textul de bază sau pe foi aparte. Toate figurile se vor numerota cu cifre arabe (în ordinea apariției lor în lucrare), după care se va da legenda lor. Toate semnele sau marcările ilustrate se vor defini în legendă. În cazul mărimilor fizice, se vor indica unitățile de măsură. Dacă lucrarea va conține o singură figură, ea nu se va numerota. Figurile vor fi separate de textul curent printr-un spațiu. Fotografiile introduse în text se vor scana cu o rezoluție de minim 300 dpi (preferabil 600 dpi) și se vor prelucra pentru un contrast bun.

Nu se admite lipirea fotografiilor sau desenelor pe foi separate. Adnotările de pe figuri se vor face în cifre sau litere cu înălțimea caracterelor echivalentă fontului 10 points. Legenda se va culege cu 10 points.

Formule matematice. Toate formulele matematice se vor scrie, **ÎN MOD OBLIGATORIU**, cu editorul de ecuații din procesorul de texte Microsoft Word for Windows'95/, 97/, 98/, 2000, (Version 6.0/, Version 7.0, 2000) italicizate, centrat, prin culegerea fiecăreia din rând nou. Exigențele corespunzătoare vor urma imediat după formulă și se vor introduce prin „unde”, respectându-se ordinea semnelor din ecuație sau relație. Dacă textul va conține mai multe ecuații sau relații, acestea se vor numerota cu cifre arabe la sfârșitul rândului, în partea dreaptă a foii. După descifrarea simbolului-literă, se va pune virgula, apoi se va indica unitatea de măsură.

Unitățile de măsură ale mărimilor fizice se vor prezenta în sistemul internațional de unități (SI).

Bibliografia Termenul „Bibliografie” va fi separat de textul curent prin spațiu. În text, referințele se vor insera prin cifre încadrate între croșete, de exemplu: [2],[5-7], și se vor prezenta la sfârșitul articolului într-o listă aparte, în ordinea apariției lor în text. Referințele bibliografice se vor da în limba originalului. Nu se vor accepta referințe la surse nepublicate.

Referințele vor fi prezenta în modul următor:

- a) revistele și culegerile de articole: numele autorilor, titlul articolului, denumirea revistei (culegerii) cu paginile de început și sfârșit (ex.: Castro P. R- curve behavior of a struct ural steel //Engl. Fract. Mech.-1984.-V.19.-N2.-P341-357);
- b) cărțile: numele autorilor, denumirea completă a cărții, locul editării, anul editării, numărul total de pagini (de ex.: Матвеев А.Н Молекулярная физика: Учеб. для физ. Спец. вузов.-2-е изд., перераб. и доп.-М.:Высш. шк.,1987.-360с.);
- c) referințe la brevete (adeverințe de autor): în afară de autori, denumire și număr, se indică și denumirea, anul și numărul Buletinului de invenții în care a fost publicat brevetul (ex.: Nicolescu A. Robot indrustial// Brevet de invenție nr. 1344 MD. Publ- BOPI, nr.7,1996);
- d) în cazul tezelor de doctorat, referințele se dau la autoreferat, nu la teză (ex.: Bologa A. Generarea și utilizarea electroaerosolilor apoși/ Autoreferat al tezei de doctor habilitat în științe tehnice.- Chișinău,1998.-16p.).

3. Observații finale

Informația despre autori și rezumatele în alte limbi decât originalul se vor plasa după bibliografie. Conținutul rezumatului expus în trei limbi va fi identic.

Materialul cules se va prezenta pe dischetă, precum și într-un exemplar printat (cu contrastul bun) semnat de toți autorii (după bibliografie).

Pentru relații suplimentare se va indica adresa, numărul de telefon și E-mailul unuia dintre autori.

Articolele care nu vor corespunde cerințelor expuse, normelor limbii și stilului vor fi respinse.

Materialele prezentate la redacție nu se vor restitui autorului.

În revistă se publică articole științifice ce țin de următoarele domenii de cercetare:

- propagarea undelor de radio în diverse medii;
 - elaborarea dispozitivelor electronice analogico-numerice;
 - elaborarea laserilor și aplicarea lor în tehnologiile de prelucrare a materialelor;
 - studierea influenței factorilor exteriori asupra proprietăților fizice ale substanței;
 - tehnologii clasice și neconvenționale de prelucrare a materialelor.
-

The journal publishes scientific articles that cover the following research fields:

- *radio-wave propagation in various media;*
 - *elaboration of analogo-numeric electronic devices;*
 - *elaboration of lasers and their application in materials processing technologies;*
 - *study of the influence of exterior factors on physical properties of substances;*
 - *classical and unconventional technologies of materials processing.*
-

Журнал принимает к публикации работы, связанные со следующими областями научных исследований:

- распространение радиоволн в различных средах;
- разработка аналого-цифровых электронных устройств;
- разработка лазеров и их применение в технологии обработки материалов;
- изучение влияния внешних факторов на физические свойства веществ;
- классические и нетрадиционные технологии обработки материалов.

FIZICĂ ȘI TEHNICĂ: **Procese, modele, experimente**

**Revistă științifică a profilului de cercetare
“Proprietățile fizice ale substanțelor în diverse stări”**