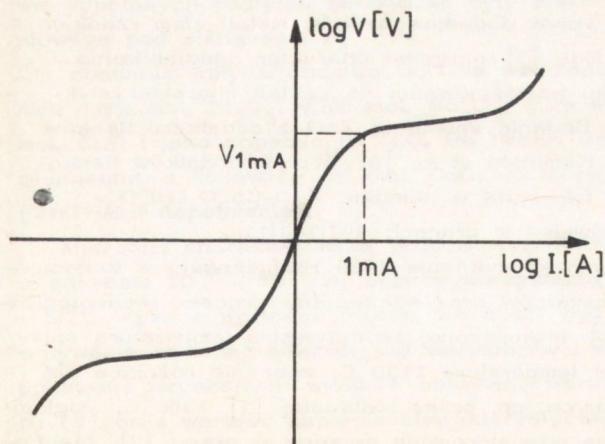


## Wpływ $\text{CoO}$ i $\text{Mn}_2\text{O}_3$ na własności elektryczne tworzywa warystorowego na bazie $\text{ZnO}$

### 1. WSTĘP

Warystorem z  $\text{ZnO}$  (MOV - metal oxide varistor) nazywa się element elektroniczny wytworzony z ceramiki, której głównym składnikiem jest tlenek cynku. Elementy te mają wysoce nieliniową charakterystykę prądowo-napięciową i służą najczęściej jako zabezpieczenia innych składników obwodów przed wpływem nagłych wzrostów napięcia, tak zwanych przepięć. Przykładową charakterystykę prądowo-napięciową warystora przedstawiono na rysunku 1.



Rys. 1. Przykładowa charakterystyka prądowo-napięciowa warystora na bazie  $\text{ZnO}$ .  $V_{1 \text{ mA}}$  - napięcie charakterystyczne określone umownie przy prądzie  $1 \text{ mA}$

Przedstawioną charakterystykę można w przybliżeniu opisać empirycznym równaniem:

$$I = C \cdot V^\alpha \quad (1)$$

gdzie:  $C = \text{const}$ ,  $\alpha$  - parametr charakteryzujący warystor, nazywany współczynnikiem nieliniowości. Współczynnik  $\alpha$  można obliczyć na podstawie znajomości dwóch punktów charakterystyki I-V ze wzoru:

$$\alpha = \frac{\log I_2 - \log I_1}{\log V_2 - \log V_1} \quad (2)$$

W idealnym przypadku powinien następować wzrost płynącego przez warystor prądu do nieskończoności, po osiągnięciu napięcia charakterystycznego. Współczynnik  $\alpha$  będzie wówczas również dążył do nieskończoności. Warystory produkowane na świecie osiągają wartości  $\alpha$  przekraczające 30, a w jednostkowych przypadkach podawane są wartości zbliżone do 100. Punkt pracy warystora ustala się na poziomie 70-85% wartości  $V_1$  mA. Napięcie  $V_1$  mA jest więc drugim parametrem służącym do porównywania warystorów z punktu widzenia ich własności użytkowych. Prąd płynący przy napięciach niższych niż napięcie charakterystyczne nazywany jest prądem upływowym (leakage current).

Warystory z ZnO są wytwarzane za pomocą konwencjonalnej technologii ceramicznej, przy czym jako dodatki do ZnO stosuje się tlenki innych metali w ilościach 0,1-10% mol. Prace nad doбором optymalnego składu ceramiki były opisywane w literaturze. Matsuoka [1] pierwszy zaproponował, jako optymalny, skład tworzywa zawierającego po 0,5% mol.  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ , CoO, MnO,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  i 1,0% mol.  $\text{Sb}_2\text{O}_3$ . Warystory z tego tworzywa miały współczynnik nieliniowości równy 50. Autor ten uważał, że dodatek  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  jest głównym czynnikiem powodującym powstawanie nieliniowego przewodnictwa. Badania tej wersji składu były następnie wielokrotnie opisywane w literaturze [2]. Prace te prowadziły między innymi Hildebrandt i Buchy [3] i Kostić et al. [4]. Snow et al. [5] badali wpływ dodatku PbO na wartość  $\alpha$  i  $V_1$  mA warystorów wykonywanych metodą prasowania na gorąco. Wpływ dodatków tlenków metali ziem rzadkich przedstawili Mukae et al. [6]. Eda [7] opisywał charakter oddziaływania tlenków metali na różnym stopniu wartościowości na kształt charakterystyki prądowo-napięciowej warystora. Badania spiekania ZnO z dodatkami tlenków bizmutu i manganu przedstawili Kamiński et al. [8]. Wpływ dodatków tlenkowych na własności elektryczne tworzywa w układzie  $\text{ZnO-Co}_3\text{O}_4\text{-Bi}_2\text{O}_3\text{-Sb}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$  był opisywany również w pracach [9][10][11].

Prezentowane w literaturze wyniki wykazują duże rozbieżności w zależności od rodzaju zastosowanych surowców oraz szczegółów procesu technologicznego. Na przykład w pracy [10] stwierdzono, że optymalną temperaturą spiekania uzyskanego tworzywa jest temperatura  $1130^\circ\text{C}$ , znacznie różniąca się od warunków spiekania podawanych, np. przez Matsuokę [1]  $1350^\circ\text{C}$ . Poglądy na temat mikrostruktury tworzywa warystorowego opisano w pracy [2]. Mecha-



nizn wpływu poszczególnych dodatków tlenkowych na kształtowanie nieliniowego przewodnictwa tworzywa nie został jeszcze określony. Autorzy modeli mechanizmu przewodnictwa elektrycznego warystorów MOV są obecnie zgodni, że nieliniowość charakterystyki I-V jest spowodowana obecnością barier potencjału na granicach ziarn ZnO w ceramice [12, 13]. Proces transportu nośników następuje przez granice ZnO-ZnO, na których nie występuje oddzielna faza międzyziarnowa [14-17], ale są to obszary o zwiększonej koncentracji na przykład atomów Bi [18, 19]. W dalszym ciągu niniejszej pracy obszary te będą nazywane obszarami aktywnymi. Faza międzyziarnowa, występująca głównie na stykach trzech ziarn ZnO, nie bierze udziału w procesie przewodnictwa [16, 17]. Wprowadzenie do ZnO dodatków tlenkowych powoduje modyfikacje struktury ziarn tlenku cynku (następuje do nich dyfuzja Co i Mn) oraz modyfikacje struktury granic ziarn w obszarach aktywnych, powodujące tworzenie się stanów powierzchniowych, barier potencjału i w efekcie nieliniowego przewodnictwa. Dzięki temu proces przewodnictwa znacznie różni się od przewodnictwa czystego, spieczonego ZnO, jako półprzewodnika typu "n". W niniejszej pracy przedstawiono wyniki pomiarów własności elektrycznych warystorów przy zmieniającej się zawartości CoO i Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Podjęta została próba interpretacji tych wyników w oparciu o znane zależności dla barier potencjału i emisji Schottky'ego.

## 2. CZĘŚĆ DOSWIADCZALNA

Do badań wybrano klasyczny już zestaw tworzywa: ZnO-CoO-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Sb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o zmiennej zawartości CoO i Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Odważone proszki były mieszane w młynku kulowym (kule z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) z wykładziną polietylenową przez 2 h, w środowisku wodnym. Mieszaninę po wysuszeniu prasowano w pastylki, w formie stalowej  $\phi$  20, pod ciśnieniem 35 MPa wraz z dodatkiem plastyfikatora - alkoholu poliwinylowego. Następnie próbki były spiekane w temperaturze 1130°C, przez 2 h, w atmosferze powietrza. Na powierzchnie czołowe wypalonych pastylek nanoszone były elektrody Ag, metodą napyłania próżniowego pod ciśnieniem 10<sup>-3</sup> Pa.

Dla zbadania wpływu dodatku CoO na własności elektryczne wybrano mieszaninę 1,8% mol. Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0,8% mol. Sb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 0,7% mol. Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, odpowiednio 1-8% mol. CoO i jako dopełnienie ZnO. Do badań wpływu Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub> użyto powyższej mieszaniny z dodatkiem 5% mol. CoO, do której dodano 0,5 i 1,0% mol. Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (ZnO jako dopełnienie).

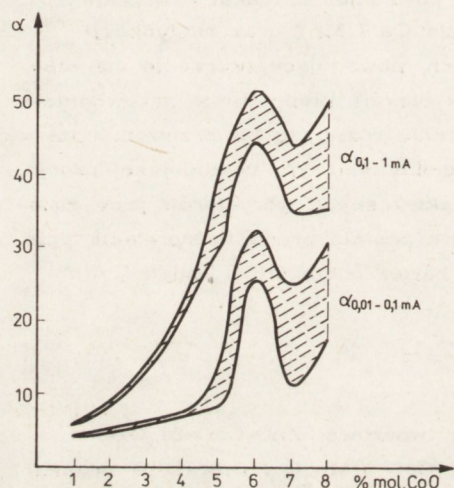
Mierzono charakterystykę prądowo-napięciową warystorów prądem stałym, w zakresie 10<sup>-6</sup> - 10<sup>-2</sup> A, przy wykorzystaniu zasilacza stabilizowanego IZS - 5/71. Wyższe wartości prądów nie mogły być stosowane ze względu na wywoływanie samonagrzewania się warystorów i możliwość ich zniszczenia. Na podstawie uzyskanych wyników obliczano wartości współczynników  $\alpha$  wg wzoru (2) oraz wartość napięcia charakterystycznego, przeliczonego na 1 mm



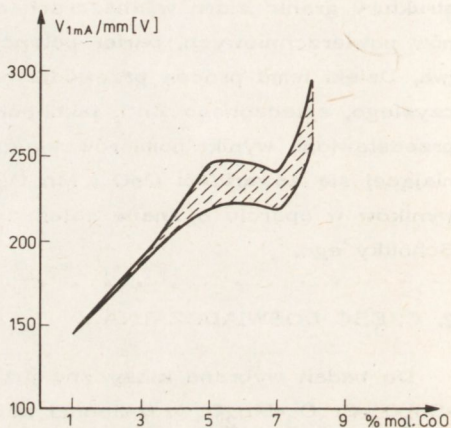
grubości warystora -  $V_1$  mA/mm. Napięcie  $V_1$  mA/mm było obliczane zawsze na podstawie pomiarów warystorów o jednakowej grubości po spieczeniu - 1,7 mm.

### 3. WYNIKI POMIARÓW

Wyniki pomiarów przedstawiono na rys. 2-5 oznaczając mierzone rozrzuty  $\alpha$  i  $V_1$  mA/mm. Rozrzuty te powstały w rezultacie zebrania wyników pochodzących od wielu próbek z często powtarzanych tworzyw o tym samym składzie.



Rys. 2. Zależność współczynników nieliniowości warystorów MOV od zawartości CoO

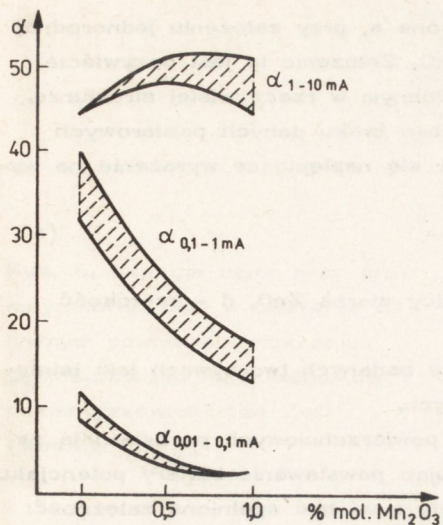


Rys. 3. Zależność napięcia  $V_1$  mA/mm warystorów MOV od zawartości CoO

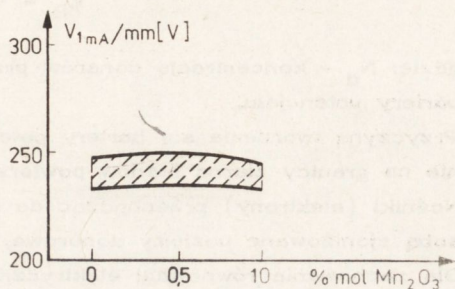
Na rys. 2 przedstawiono zależność współczynników  $\alpha$ , obliczonych dla zakresów prądów 0,01-0,1 i 0,1-1 mA, od zawartości CoO. Nieliniowość charakterystyki osiąga maksimum przy zawartości ok. 6% mol. CoO. Powyżej tej wartości obserwuje się znacznie większy rozrzut wyników. W punkcie maksymalnym wartość współczynnika nieliniowości przekracza 50.

Rys. 3 przedstawia zależność napięcia  $V_1$  mA/mm od zawartości CoO. Pomiędzy 5 i 7% mol. CoO widoczne jest plateau na tej krzywej.

Na rysunkach 4 i 5 pokazano odpowiednie zależności otrzymane przy zmieniającej się zawartości  $Mn_2O_3$ . Współczynniki nieliniowości obliczane dla zakresów prądów mniejszych od 1 mA zmniejszają się ze wzrostem zawartości  $Mn_2O_3$ , w przeciwieństwie do współczynnika  $\alpha_{1-10\text{ mA}}$ . Napięcie  $V_1$  mA/mm nie zależy od ilości tlenku manganu.



Rys. 4. Zależność współczynników nielineowości warystorów MOV od zawartości  $\text{Mn}_2\text{O}_3$



Rys. 5. Zależność napięcia  $V_{1 \text{ mA/mm}}$  warystorów MOV od zawartości  $\text{Mn}_2\text{O}_3$

#### 4. DYSKUSJA WYNIKÓW

Przewodnictwo tworzywa warystorowego, w zakresie prądu upływowego, odbywa się poprzez emisję termoelektronową (zjawisko Schottky'ego) przez bariery potencjału na granicach ziarn  $\text{ZnO}$ .

Gęstość płynącego prądu wyraża się wzorem [20].

$$J = AT^2 \exp\left(-\frac{e\phi_B}{kT}\right) \quad (3)$$

$$\phi'_B = \phi_B - \frac{1}{2} \sqrt{\frac{eF}{\pi \epsilon \epsilon_0}} \quad (4)$$

$A = \text{const}$ ,  $k$  - stała Boltzmanna,  $T$  - temperatura bezwzględna,  $e$  - ładunek elektronu,  $\epsilon_0$  - przenikalność dielektryczna próżni,  $\epsilon$  - stała dielektryczna  $\text{ZnO} = 8,5$ ,  $F$  - pole elektryczne,  $\phi_B$  - wysokość bariery potencjału w nieobecności pola elektrycznego, zmieniona do wartości  $\phi'_B$  po włączeniu tego pola. Jeżeli  $F = \text{const}$ , i  $T = \text{const}$ , równanie (3) można uprościć do postaci:

$$J = J_0 \exp\left(-\frac{e\phi_B}{kT}\right) \quad (5)$$

Wynika stąd, że gęstość prądu zależy wtedy jedynie od wysokości bariery potencjału. Parametry bariery potencjału oblicza się na podstawie rozwiązania



jednowymiarowego przypadku równania Poissona, przy założeniu jednorodnej koncentracji donatorów przy granicy ziarna ZnO. Założenie to jest oczywiście dużym uproszczeniem, nawet mało prawdopodobnym w rzeczywistej strukturze. Stosowanie jego jest jednak uzasadnione wobec braku danych pomiarowych o rozkładzie koncentracji donatorów. Otrzymuje się następujące wyrażenie na wysokość bariery potencjału:

$$\phi_B = \frac{e N_d d^2}{2 \epsilon \epsilon_0} \quad (6)$$

gdzie:  $N_d$  - koncentracja donatorów przy granicy ziarna ZnO,  $d$  - szerokość bariery potencjału.

Przyczyną tworzenia się bariery potencjału w badanych tworzywach jest istnienie na granicy ziarna stanów powierzchniowych.

Nośniki (elektrony) przechodząc do stanów powierzchniowych pozostawiają ze sobą zjonizowane poziomy donorowe, powodując powstawanie bariery potencjału. Dla zachowania równowagi elektrycznej układu musi być spełniona zależność:

$$N_d \cdot d = N_s \quad (7)$$

gdzie:  $N_s$  = gęstość stanów powierzchniowych ( $m^{-2}$ )

Korzystając ze wzorów (6) i (7) otrzymujemy:

$$\phi_B = \frac{e N_s^2}{2 \epsilon \epsilon_0 N_d} \quad (8)$$

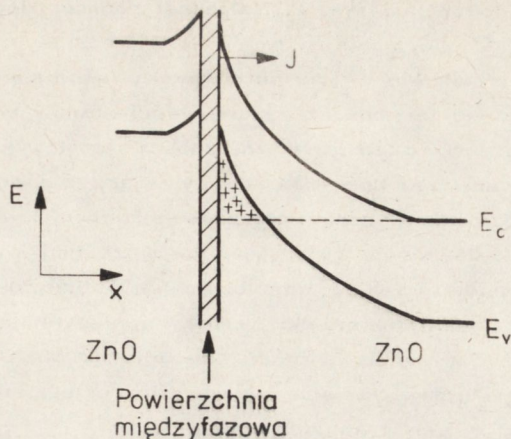
Zwiększenie koncentracji zjonizowanych poziomów donorowych wiąże się ze wzrostem przewodnictwa ziarn ZnO w ceramice.

Jednocześnie maleje wysokość bariery potencjału, jak to wynika ze wzoru (8). Zgodnie z (7) nastąpi wtedy, przy  $N_s = \text{const}$ , zmniejszenie szerokości bariery potencjału. Z równania (5) wynika, że nastąpi wtedy wzrost gęstości prądu upływowego płynącego przez warystor. Z kolei zwiększenie gęstości stanów powierzchniowych spowoduje wzrost wysokości bariery i tym samym zmniejszenie gęstości prądu upływowego.

Zgodnie z mechanizmem przewodnictwa warystora MOV, zaproponowanym przez Mahana et al. [22] przepływ prądu w obszarze napięć wyższych od napięcia charakterystycznego odbywa się poprzez tunelowanie elektronów przez barierę potencjału, w paśmie przewodnictwa ZnO. Szerokość bariery jest przy tym zmniejszana dzięki kreacji dziur przy granicy ziarna ZnO - rys. 6. Spadek szerokości bariery potencjału powoduje skrócenie drogi tunelowania elektronów i zwiększenie gęstości prądu tunelowania [23].

W obszarze napięć zbliżonych do napięcia charakterystycznego charakterystyka prądowo-napięciowa jest już słabo zależna od temperatury [2, 21]. Świadczy to o tym, że dominującym mechanizmem przewodnictwa w tym obszarze jest tunelowanie. Tak więc zmniejszenie wysokości bariery potencjału, po-





Rys. 6. Kreacja dziur przy granicy ziarna ZnO w obszarze aktywnym powoduje zwiększenie gęstości prądu tunelowania do pasma przewodnictwa ZnO (według [22] )

przez zwiększenie gęstości prądu emisji Schottky'ego doprowadzi przede wszystkim do spadku napięć niższych od napięcia charakterystycznego. Konsekwencją tego faktu będzie zmniejszanie się współczynnika nieliniowości, obliczanego zgodnie z (2) dla zakresu prądów niższych od 1 mA. Dla prądów wyższych od 1 mA udział prądu tunelowania jest znacznie wyższy, wobec czego zmniejszanie wysokości bariery potencjału nie ma już takiego wpływu na  $\alpha_{1-10 \text{ mA}}$ .

Współczynnik ten może nawet wzrosnąć dzięki skracaniu się drogi tunelowania elektronów w paśmie przewodnictwa ZnO.

Z badań mikrostruktury tworzywa warystorowego na bazie ZnO wynika, że dodatki tlenków metali o dużym promieniu jonowym (Bi, Pr) ulegają segregacji na granicach ziarn ZnO, w obszarach aktywnych dla przewodnictwa [18, 19]. Dodatki CoO i  $\text{Mn}_2\text{O}_3$  posiadają zdolność dyfuzji do wnętrza ziarn tlenku cynku [2, 24]. Było również opisywane, że dodatek CoO powoduje zwiększenie przewodności ZnO [25]. Podobny wpływ wywiera dodatek tlenku typu  $\text{M}_2\text{O}_3$  [7, 26]. W pracach [10, 11] pokazano, że zwiększanie zawartości Bi powyżej 1,0% mol, nie prowadzi już do wzrostu współczynnika nieliniowości.

W oparciu o przedstawione wyżej rozumowanie wyłania się pogląd na temat roli poszczególnych dodatków tlenkowych w ceramice. Jony Co, umieszczone w strukturze ZnO, powodują takie jej modyfikacje, które umożliwiają tworzenie się stanów powierzchniowych, w obecności jonów o dużym promieniu na granicy ziarna.

Ilość mogących się utworzyć stanów powierzchniowych jest ograniczona, zależna od zawartości CoO. Wynika stąd, że wysokość bariery potencjału jest regulowana za pomocą zawartości CoO. Ponieważ prąd w obszarze emisji Schottky'ego jest zależny od  $\phi_B$  (wzór (5)) to wartość współczynnika nieliniowości w tym obszarze jest ściśle związana z zawartością CoO, jak to jest



widoczne na rys. 2. Natomiast nadmiar dodatku  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  nie powoduje już wzrostu  $\alpha$ , gdyż nie są tworzone nowe stany powierzchniowe.

Dodatek  $\text{Mn}_2\text{O}_3$  również wpływa na wysokość bariery potencjału ale nie odbywa się to poprzez zmianę ilości stanów powierzchniowych. Nie obserwuje się bowiem maksimum w zależności współczynnika od zawartości  $\text{Mn}_2\text{O}_3$ . Oddziaływanie tego tlenku można wytłumaczyć zwiększeniem koncentracji zjonizowanych poziomów donorowych, zmniejszającym wysokość bariery potencjału zgodnie z zależnością (8). Opisane wcześniej konsekwencje tego faktu powodują zmniejszanie się współczynnika nieliniowości dla prądów niższych niż 1 mA, oraz nawet niewielki wzrost współczynnika  $\alpha$  1-10 mA.

Z rysunku 5 wynika, że dodatek  $\text{Mn}_2\text{O}_3$  nie powoduje zmian napięcia  $V_{1 \text{ mA}}$ /mm. Napięcie na warystorze jest sumą spadków napięć na kolejnych, aktywnych granicach ziarn  $\text{ZnO}$ :

$$V_{1 \text{ mA}} = \sum_1^n V_b \quad (9)$$

$n$  jest liczbą tych granic na grubości  $t$  warystora:

$$n = \frac{t}{\bar{D}} \quad (10)$$

gdzie  $\bar{D}$  jest średnią średnicą ziarna  $\text{ZnO}$ . Z (9) i (10) wynika, że:

$$V_{1 \text{ mA}} = \frac{V_b}{\bar{D}} t \quad (11)$$

Z danych literaturowych [22] wynika, że  $V_b$  jest wielkością stałą, niezależną od składu tworzywa. Dodatek  $\text{Mn}_2\text{O}_3$ , w badanym zakresie nie wpływa więc na rozrost ziarna  $\text{ZnO}$  w ceramicie.

Interpretacja wpływu  $\text{CoO}$  jest nieco bardziej skomplikowana. Należy zauważyć, że dla zawartości  $\text{CoO}$  poniżej 5% mol. wartość współczynnika nieliniowości jest niska. Pomiar napięcia na warystorze przy prądzie 1 mA przyjęto umownie. Rzeczywisty punkt zakrzywienia charakterystyki prądowo napięciowej, przy niskich wartościach współczynnika nieliniowości, może leżeć znacznie powyżej  $V_{1 \text{ mA}}$ . Wtedy przy zwiększaniu zawartości  $\text{CoO}$ , przy stałej średniej średnicy ziarna, obserwuje się wzrost napięcia  $V_{1 \text{ mA}}$ . Powyżej 5% mol.  $\text{CoO}$  rzeczywisty punkt zakrzywienia przesuwa się poniżej  $V_{1 \text{ mA}}$  i przy w dalszym ciągu stałej  $\bar{D}$  obserwowane jest plateau na rys. 3. Powyżej 7% mol. może już zachodzić hamowanie rozrostu ziarna  $\text{ZnO}$  przez wydzielania zawierające  $\text{CoO}$  na granicach ziarn.

Przedstawione rozumowanie wyjaśnia więc charakter zależności współczynnika nieliniowości i napięcia  $V_{1 \text{ mA}}$ /mm od zawartości  $\text{CoO}$  i  $\text{Mn}_2\text{O}_3$ .



## 5. WNIOSKI

1. Przedstawiona została interpretacja fizycznego mechanizmu tworzenia się nieliniowego przewodnictwa tworzywa warystorowego na bazie ZnO. Bariery potencjału na granicach ziarn ZnO tworzą się wskutek zmian strukturalnych ziarn tlenku cynku wywołanych obecnością wdyfundowanego CoO. Powstają wtedy warunki do tworzenia się stanów powierzchniowych, wskutek oddziaływania segregujących na granicy ziarna jonów o dużym promieniu.
2. Zawartość CoO wpływa na ilość stanów powierzchniowych i tym samym na nieliniowość tworzywa, która osiąga maksimum przy 6% mol. CoO, w warunkach zastosowanego procesu wytwarzania. Jednocześnie wzrost zawartości CoO do ok. 7% mol. nie wpływa na napięcie w rzeczywistym punkcie zakrzywienia charakterystyki I-V.
3. Dodatek  $Mn_2O_3$  wpływa na zwiększenie koncentracji poziomów donorowych w ZnO, obniżając wysokość bariery potencjału. Powoduje to obniżenie wartości współczynnika nieliniowości obliczanego dla prądów mniejszych niż 1 mA, gdzie dominuje emisja Schottky'ego. Wartość napięcia na warystorze nie zależy od zawartości  $Mn_2O_3$  pomiędzy 0-1,0% mol.

(Tekst dostarczono 1985.06.14)

## LITERATURA

1. Matsuoka M.: Jpn. J. Appl. Phys. 10/6/, 736 (1971)
2. Hozer L., Szymański A.: Prace ITME, zeszyt 9 (1983)
3. Graciet M., Salmon R., Flem G., Hagenmuller P., Hildebrandt M., Buchy F.: Rev. Phys. Appl. 13/2/, 67 (1978)
4. Kostic P., Milosevic O., Uskokovic D.: Sci. Sintering, 16/2/, 127 (1984)
5. Snow G.S., White S.S., Cooper R.A., Armijo J.R.: Am. Ceram. Soc. Bull. 59/6/, 617 (1980)
6. Mukae K., Tsuda K., Nagasawa I.: Jpn. J. Appl. Phys. 16/8/, 1361 (1977)
7. Eda K.: "Grain Boundaries in Semiconductors", Proceed. of the Materials Research Society Annual Meeting, Nov. 1981, Boston, Mass. Ed. by Pike, Seager, Leamy, Elsevier. (1982) pp. 381-392
8. Kamiński W., Szymański A., Włosiński W.: Arch. Nauki o Mat. 1/3/, 129 (1980)
9. Hozer L.: Sprawozdanie wewn. ITME, nr zlec. 13/820053/83 (1983)
10. Hozer L., Kołacz M.: Zbiór ref. V Sympozjum Ceramiki, Serock, wrzesień (1984) pp. 222-232
11. Hozer L., Kołacz M.: Zbiór ref. 9. Int. Baustoff und Silikattagung, June 17-21, Wiemar (1985), w druku



12. Philipp H.R., Levinson L.M.: J. Appl. Phys. 48/4/, 1621 (1977)
13. Levinson L.M., Philipp H.R.: J. Appl. Phys. 46/3/, 1332 (1975)
14. Clarke D.R.: J. Appl. Phys. 49/4/, 2407 (1978)
15. Clarke D.R.: J. Appl. Phys. 50/11/, 6829 (1979)
16. Einzinger R.: Appl. Surf. Sci. 1/3/, 329 (1978)
17. Einzinger R.: Appl. Surf. Sci. 3/3/, 390 (1979)
18. Kingery W.D., Sande J.B., Mitamura T.: J. Am. Ceram. Soc. 62/3-4/, 221 (1979)
19. Chiang Yet-Ming, Kingery W.D., Levinson L.M.: J. Appl. Phys. 53/3/, 1765 (1982)
20. Ziel A.: "Podstawy fizyczne elektroniki ciała stałego", WNT, Warszawa (1980)
21. Philipp H.R., Levinson L.M.: J. Appl. Phys. 50/1/, 383 (1979)
22. Mahan G.D., Levinson L.M., Philipp H.R.: J. Appl. Phys. 50/4/, 2799 (1979)
23. Simmons J.G.: J. Phys. D: Appl. Phys. 4/5/, 613 (1971)
24. Inada M.: Jpn. J. Appl. Phys. 19/3/, 403 (1980)
25. Koumoto K., Aoki N., Kitaori N., Yanagida H.: J. Am. Ceram. Soc. 65/6/, C93 (1982)
26. Carlson W.G., Gupta T.K.: J. Appl. Phys. 53/8/, 5746 (1982)