

Kazimierz Cywiński

NIEKTÓRE PROBLEMY MECHANO—JONIZACYJNEGO PRZEBICIA
FOLII ELEKTROIZOLACYJNYCH Z MECHANICZNIE WYTWORZO-
NYMI DEFEKTAMI STRUKTURY

1. Wstęp

O czasie życia izolacji stałej np. foliowej, jak wykazują badania laboratoryjne [1,3] może wyraźnie decydować poziom naprężeń mechanicznych, pochodzących z różnych źródeł. Naprężenia mechaniczne mogą być następstwem niewłaściwej technologii formowania izolacji, uderów termicznych /np. w kablach/ itp. Jak mówi mikromechaniczna teoria zniszczenia polimerów, w tej grupie ciał naprężenia mechaniczne /głównie rozciągające/ wywołują powstawanie defektów strukturalnych i przebudowę struktury. Dotychczas mało został rozpoznany mechanizm aktywizacji procesów przebicia dielektryków polimerowych o strukturach z defektami wytworzonymi mechanicznie.

Badania własne autora wskazują [1,2] , że pilną koniecznością staje się wyjaśnienie roli tzw. defektów dyskopodobnych w procesie aktywizacji jonizacyjnego starzenia i przebicia tej grupy dielektryków.

Mgr inż. Kazimierz Cywiński

Politechnika Białostocka

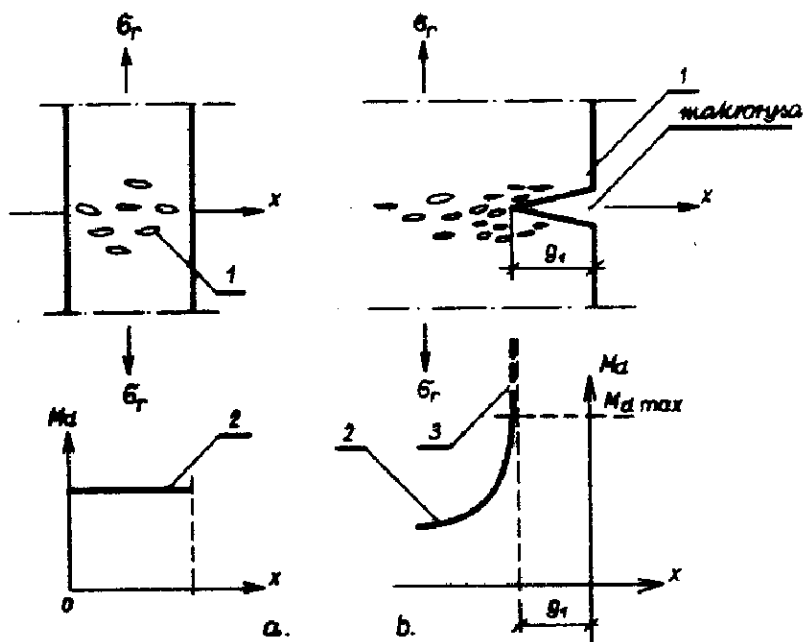
Instytut Elektrotechniki

Zakład Elektrotechniki Teoretycznej i Metrologii

2. Rozwój przebicia izolacji z defektami dyskopodobnymi

Przykładem szczególnie groźnym dla trwałości izolacji są naprężenia rozciągające σ_r . W polu tych naprężeń bowiem powstają i rozwijają się intensywnie submikrodefekty, przewężenia wiązań w łańcuchach polimeru, obroty elementów łańcuchów itp. Z nich rodzą się submikrodyski o wymiarach 10...1000 i więcej Å [1], [4]. Są to swego rodzaju puste luki strukturalne. W elastomerach powstawaniu tych defektów towarzyszy jednocześnie wzajemne przemieszczanie się łańcuchów lub elementów nadstruktury. Prowadzi to do "zimnej" reorientacji struktury polimeru i znacznych jej odkształceń liniowych. Intensywność powstawania i rozwoju defektów jak również ich wymiary są specyficzną właściwością danego tworzywa.

Na rys.1 pokazane są rozkłady gęstości dyskopodobnych defektów M_D i ich usytuowanie względem osi naprężeń σ_r w próbkach płaskich. W odróżnieniu od przebiegu rozkładu równomiernego $M_D = f/x$ w płaskiej próbce - rys.1a, rys.1b przedstawia lokalną, silną koncentrację defektów M_D na przedłużeniu czoła nadcięcia - makrorysy. Jak widać z rys.1b najwyższa gęstość $M_{D \max}$ wytworzona jest wokół czoła nadcięcia - makrorysy. Według [4] nie może ona przekroczyć wielkości tzw. katastroficznej $10^{15}-10^{17}/\text{cm}^3$, będącej wielkością krytyczną dla danego tworzywa. Wokół czoła tej makrorysy następuje przebudowa struktury i wytwarzane są odkształcenia plastyczne. Przypadek rozkładu defektów z rys.1b pozwala doskonale uwypuklić aktywną rolę defektów w procesie rozwoju wtórnej emisji elektronowej [5], na pograniczu przestrzeni gazowa-warstwa adsorpcyjna - ciało stałe. Emisja ta pochodzi od bombardowania polimeru strumieniami elektronów z przestrzeni wyładowań niezupełnych. Badania i pomiary autor prowadzi przy użyciu specjalnej komórki probierczej, w której wyładowania niezupełne oddziałują na warstwę adsorpcyjną ułożoną na powierzchni ścianek makrorysy /nadcięcia/.

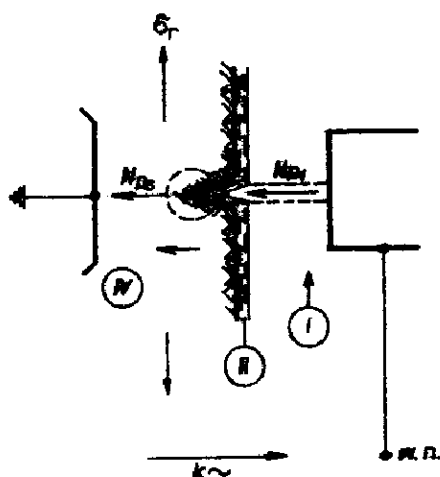


Rys.1. Rozkłady gęstości defektów $M_d = f(x)$ w płaskich próbkach polimerów przy naprężeniach σ_r : a - folia lub płytka bez makrorysy; b - z makrorysą. Usytuowanie osi defektów dyskopodobnych 1 - zgodnie z osią x , g_1 - głębokość nacięcia jako połowa makrorysy, 2 - rozkłady M_d rzeczywiste, 3 - rozkład teoretyczny

3. Warunki rozwoju przebiega jonizacyjnego izolacji stałej z defektami

W warunkach oddziaływania wyładowań niezupełnych na próbkę izolacji stałej z makrorysą strumień elektronów pierwotnych /z przestrzeni gazowej/ bombarduje czoło i ścianki boczne tej makrorysy. Studia literaturowe [5] pozwalają twierdzić, że na pograniczu przestrzeni gazowej i ciała stałego wytwarza się adsorpcyjna warstwa. O jej budowie molekularnej decyduje rodzaj gazu, budowa chemiczna polimeru,

intensywność wyładowań oraz szczególnie silnie - wilgoć w gazie. W tworzywach takich jak polietylen, polwinit itp. warstwa adsorpcyjna ma budowę tzw. micelarną /półciekłą/. Jeżeli wyładowania niezupełne rozwijają się w gazie suchym, natura tej warstwy jest gazowa. Warstwę adsorpcyjną cechuje większa gęstość cząstek niż swobodnej przestrzeni gazowej. Własności jonizacyjne tej warstwy znacznie się różnią od podobnych własności - gazu czy też polimeru stałego. Do omówienia rozwoju przebicis izolacji z makrorysą może posłużyć rys.2.



Rys.2. Wyodrębnione strefy dielektryczne o różnej aktywności w przebiegu: I - strefa gazowa wyładowań niezupełnych, II - warstwa adsorpcyjna, III - "katastroficznie" uszkodzona struktura polimeru, IV - warstwa polimeru o małej gęstości defektów " M_d ".

Jakkolwiek każda z pokazanych na rys.2 stref ma swój określony udział w rozwoju przebiega dielektryku stałego to jednak II i III strefa odgrywają rolę szczególną. Elektronowy strumień pierwotny N_{p1} /udział strumienia jonów w emisji wtórnej może być pominięty/ wywołuje w warstwie adsorpcyjnej II emisję wtórną, efektem której jest wprowadzenie do strefy III /silnie uszkodzonego dielektryku/ określonego strumienia elektronów pierwotnych i wtórnych /wyzwolonych poprzez emisję w warstwie adsorpcyjnej i w strefie III/.

W strefie III wystąpi więc strumień elektronów N_{p3} . Można przyjąć, że w polu zewnętrznym K_w i przy udziale składowej pola K_w od ładunków przestrzennych /w poszczególnych strefach/ następuje tym silniejsza aktywizacja emisji wtórnej w strefie III im wyższa będzie gęstość defektów M_0 i im większe będą ich rozmiary geometryczne. Wydajność elektronowa emisji wtórnej strefy II i III może być opisana stosunkiem

$$\eta_{II,III} = \frac{N_{p3}}{N_{p1}} \quad /1/$$

Do pełnego energetycznego opisu strumienia elektronów wyemitowanych "wtórnie" może posłużyć funkcja spektralnego rozkładu energetycznego $F/E/$:

$$F/E/ = \int_0^{2\pi} \int_0^{\frac{\pi}{2}} f/E, \Omega / \sin\theta d\theta \quad /2/$$

gdzie:

E - energia elektronów

φ, θ - współrzędne sferyczne

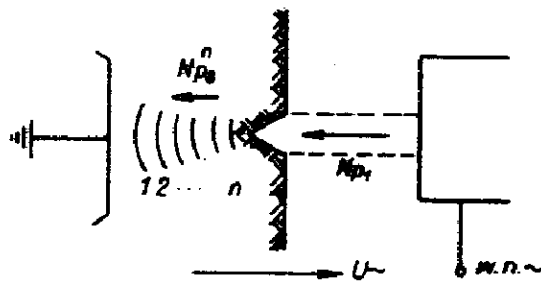
Ω - wektor określający kierunki prędkości elektronów wtórnych

Funkcja ta pozwala analizować wielkości energii i przebieg torów ruchu elektronów wtórnych w polimerze. Wynika z niej, że elektrony ze strumienia N_{p3} będą rozprzestrzeniane we wszystkich kierunkach.

Współczesne poglądy na istotę wtórnej emisji elektronowej wskazują na to, że w ciałach stałych takie usytuowanie defektów dysków /rys.1/ w stosunku do osi strumienia $Np1$ muszą nie tylko wzmocnić emisji ale i "ogniskowanie" pochodzących od niej elektronów w całej strefie III i poza nią. W warunkach oddziaływania na makrorysę wielu elementarnych strumieni $Np1^1, Np1^2, Np1^3, \dots$ /od impulsów wyładowań niesupełnych/ tworzy się strumień globalny $Np3$ jako w przybliżeniu suma odpowiednich strumieni elementarnych $Np3^1, Np3^2, Np3^3, \dots$. Gdyby przyjąć, że tylko część elektronów z tych strumieni jest w polimerze na pułapkach termicznych, wględnie jest wiązana chemicznie, to można zbudować model wnikania w głąb polimeru /pod makrorysę/ tego globalnego strumienia elektronów.

Zauważyć należy, że strumień elektronów i jonów wytwarzają pole wewnętrzne K_w .

Każde z wyładowań elementarnych wskutek oddziaływania na strumień $Np3$ pola $/K_w + K_w/$ spowoduje przemieszczenie się jego czoła ku elektrodzie. Pokazuje to rys.3.



Rys.3. Schemat przemieszczania się czoła globalnego $Np3$ strumienia elektronów przed czołem makrorysy w polu K .

Niewątpliwie część elektronów z globalnego strumienia $Np3$ będzie rozpraszana w kierunkach bocznych jak wynika z wzoru /2/. Efektem tego będzie hamowanie procesu ruchu elektronów wzdłuż makrorysy. Po dotarciu czoła 1 /rys.3/ strumienia $Np3$ do elektrody, są już dogodne warunki do rozwoju przebiccia kanałowego. Jeżeli natężenie pola $/K_{\sim} + K_{\mu}/$ jest dostatecznie silne przed czołem makrorysy, a średnia gęstość w przestrzennym rozkładzie elektronów dostateczna, to należy się spodziewać jonizacji lawinowej [7]. Jonizacja ta będzie potęgowana w lukach defektów dyskopodobnych strefy III. W przypadku gdy któryś z tych warunków nie będzie spełniony to wystąpi tylko przebiccie częściowe. Będzie to sytuacja dogodna do rozwoju gałęzi "treeingu" niesymetrycznych przestrzennie względem osi makrorysy figur. W wypadku gdy oba wspomniane warunki są spełnione, można się spodziewać nagłego przebiccia warstwy polimeru na przedłużeniu makrorysy. O trafności powyższych przewidywań świadczą będą uzyskane wyniki badań eksperymentalnych.

5. Badania eksperymentalne

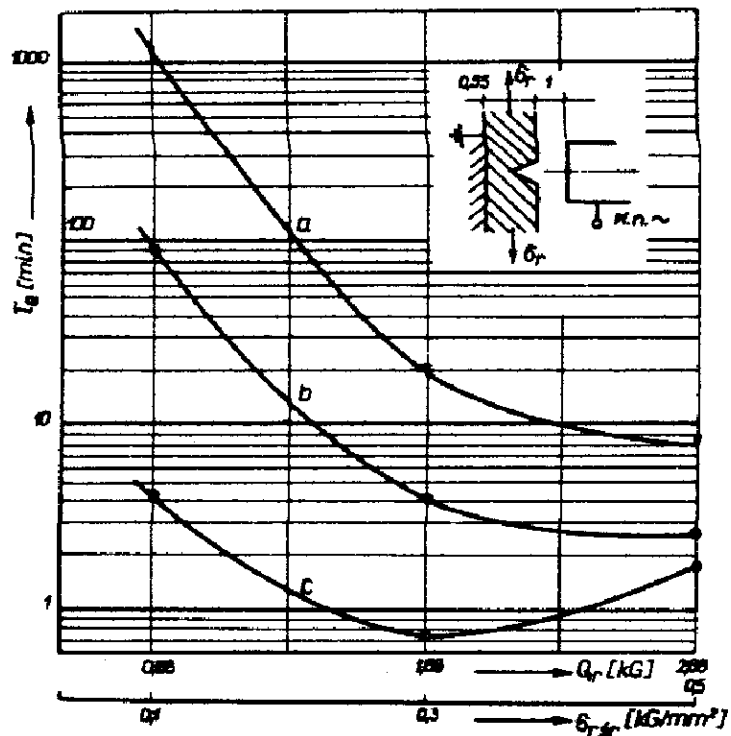
Obserwacje mikroskopowe powierzchni przełomów próbek.

/fot. 1/ i badania charakterystyk wytrzymałości elektrycznej próbek starzonych mechano-elektrycznie wykonano korzystając ze specjalnych komórek probierczych [2]

Badaniom poddane były folie i warstwy grubsze /ponad 0,5 mm/ z makrorysą. W komórce do jonizacyjnego sterzenia został odtworzony układ warstw izolacji i makrorysy z rys.1b. Wyznaczone zostały charakterystyki żywotności $T_e = f(\sigma_r)$, przy różnych poziomach napięć probierczych $U > U_j$. Dodatkowo zbadano też wpływ poziomu naprężeń

σ_r na zmiany wytrzymałości elektrycznej doraźnej $K_{p\sim}$ i $K_{p=}$ folii. Poniżej zostały przedstawione przykładowe charakterystyki z badań polietylenu /PE/ oraz "Estrofolu"/PTE/. Na rys.4 ukazane są

zależności żywotności elektrycznej T_e próbek PE z makrorysą.



Rys.4. Przebiegi żywotności elektrycznej

$T_e = f(\sigma_{T,r})$ izolacji PE z makrorysą

przy starzeniu jonizacyjnym

a - $U_{p\sim} = 8$ kV , b - 10 kV , c - 15 kV

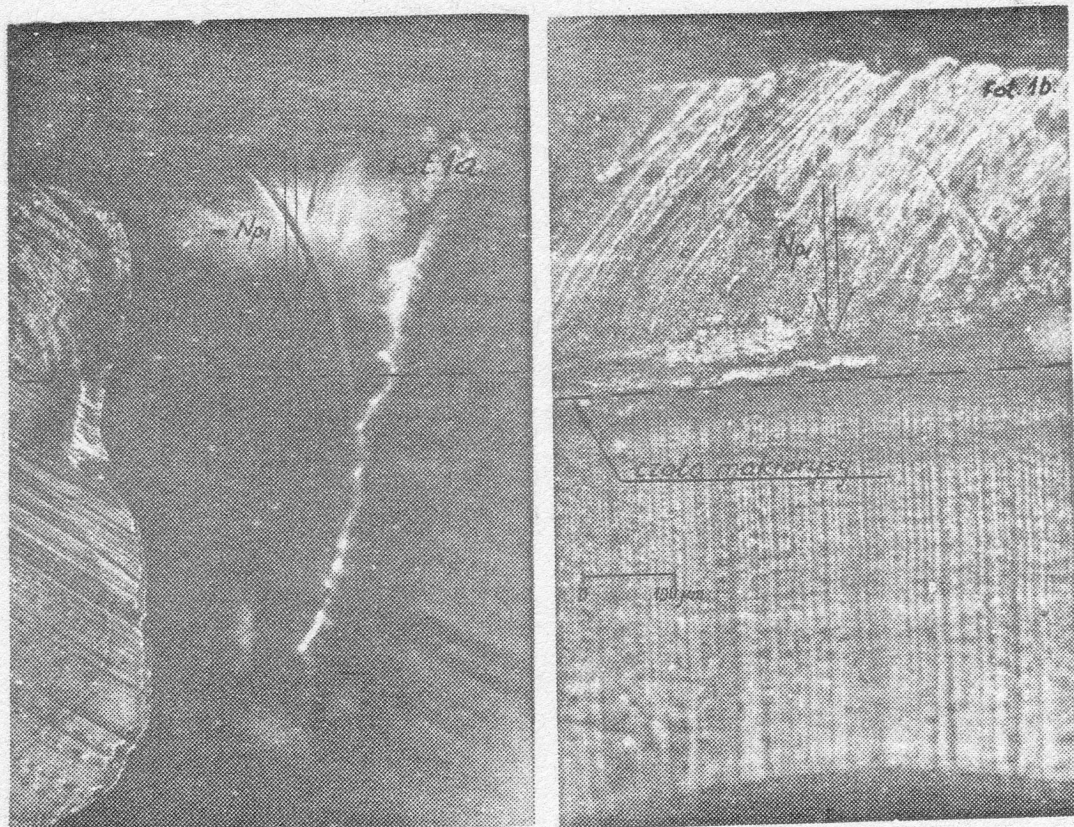
Siła rozciągająca graniczna Q_{Tmax} , przy której tworzywo traci ciągliwość strukturalną, przekracza 2,68 kg. Wszystkie przebiegi a, b, c z rys.4 mają podobny charakter. Widać z nich, że wzrostowi gęstości defektów /przy zwiększaniu siły naciągu Q_T / w strukturze PE towarzyszy przyspieszone przebicie. Podobnie wraz ze wzrostem napięcia próbierczego, któremu towarzyszy potęgowanie wyładowań niezupełnych, czasy życia T_e wyraźnie maleją. Przy wyższej intensywności wyładowań i silniejszym polu $K_{p\sim}$ /od napięcia U / wzrasta wydajność /wzór 1/ procesu emisji wtórnej w strefie III [5] .

Czas penetracji całej głębokości warstwy polimerowej przez globalny strumień elektronowy /rys.2/ będzie więc maleł.

Przy bardzo silnych polach K_{\sim} i wielkich naprężeniach G_r /krzywa "C" z rys.4/ powyżej pewnej granicy $G_m \approx 0,3 \text{ kg/mm}^2$ następuje jednak wzrost czasu życia τ_e . Efekt ten może pochodzić od hamowania intensywności emisji wtórnej elektronowej w strefie III, gdzie następuje przebudowa plastyczne struktury nadmolekularnej. Silnie orientowana na "zimno" struktura będzie mieć niższą zdolność emisyjną /wzór 1/. Dochodzić tutaj też mogą silniejsze odbicia sprężyste elektronów w bombardowaniu powierzchni, bowiem tutaj energie elektronów Np_1 są wyższe niż np. dla krawędzi "a" - rys.4. Nie mamy jednak ścisłego opisu warunków w których funkcja /2/ przyjmuje ekstremalne wartości.

Jaka jest rola procesów erozyjnych towarzyszących wyładowaniom niezupełnym przy tym modelu przebicia izolacji z makrorysą? Bombardowaniu elektronowemu i jonowemu towarzyszyć ona musi. Wydaje się, że nie ona jednak wyznacza czas życia τ_e izolacji mechanicznie naprężonej.

Proces erozji rozwijać się będzie do tego momentu kiedy przed czołem makrorysy pole K będzie już dostatecznie silne oraz gęstość elektronów w polimerze osiągnie dostateczną wielkość by mogło nastąpić nagłe przebicie [7]. Średnie energie bombardujących polimer elektronów i jonów będą wyznaczać ^{budowę} gałęzi "treęingu". Jeżeli warstwa polimeru jest niezbyt gruba to po jej zajęciu przez strumień Np_1 może nastąpić nagłe przebicie mimo, że procesy erozyjne nie zdążą się wyraźnie rozwijać. Taki stan rozwoju przebicia izolacji z makrorysą udało się spostrzec na próbkach PE o grubości 0,55 mm. Próbki były starzone mechano-jonizacyjnie w układzie pokazanym na rys.2. Starzeniu poddano próbki PE z dwoma identycznymi makrorysami.



Fot.1. Obrazy przekrojów próbki PE po starzeniu i przebiciu w warunkach jak wg rys.4. Próby przy $Q_T=2,84$ kG $U_{p\sim} = 5$ kV; a - po przebiciu, b - po starzeniu.

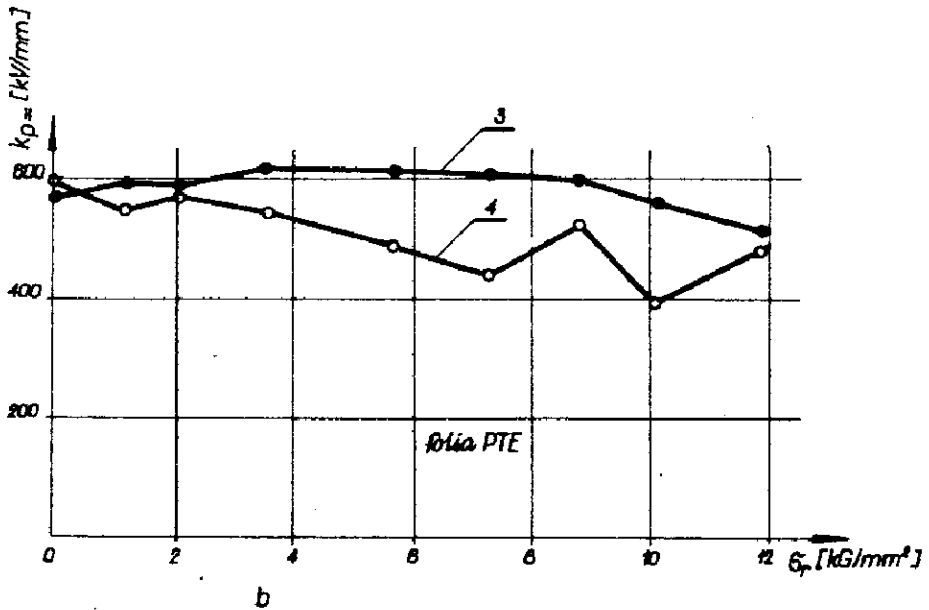
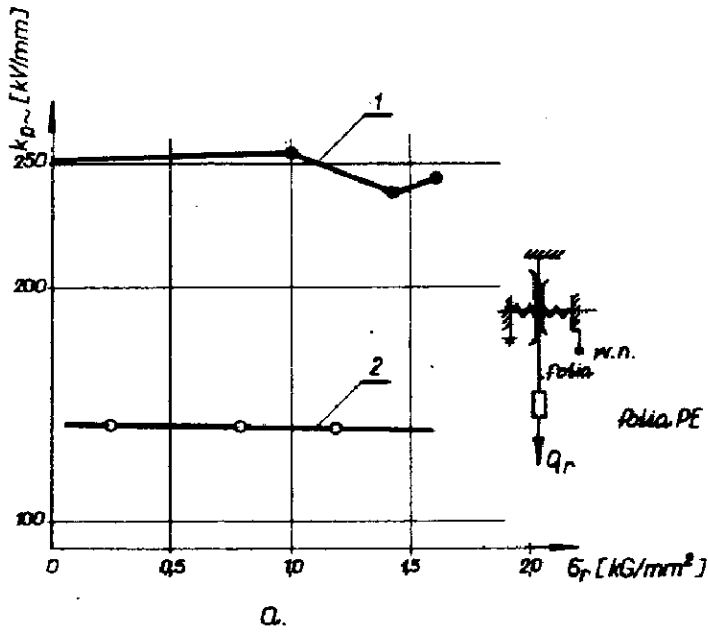
Na obie makrororysy oddziaływały takie same warunki starzeniowe. Po przebiciu od czoła jednej makrororysy wykonywane były mikroskopowe obserwacje przekrojów PE wzdłuż osi obu makrororys. Uzyskane zdjęcia pokazuje Fot.1 a i b. Widać z niej, że na przedłużeniu makrororysy, od której nie nastąpiło przebicie, brak jest erozji jak również brak jest kanalików "treeingu" - fot.1b. Na Fot.1a widać kanał przebicia. Wyraźnej erozji wokół "zdrowej" makrororysy nie zauważono w całej serii zbadanych próbek. O przebiciu decydować tutaj muszą więc procesy emisyjne /emisja wewnętrzna i wtórna /w strefie III /rys.2

i szybkość penetracji izolacji stałej przez strumień Np_3 .

Innym świadectwem przemawiającym za słusznością przyjętego modelu procesu przebicia izolacji są przebiegi uzyskanych charakterystyk elektrycznej wytrzymałości doraźnej $K_{p\sim}$ i $K_{p=}$ jako funkcji poziomego naprężeń σ_r . Zostały one wyznaczone dla folii PE o grubości 40 i 80 μm oraz dla folii PTE o grubości 19 μm . Folie mechanicznie rozciągane umieszczone były między płaskimi elektrodami w kąpielii olejowej lub w powietrzu. Przykłady uzyskanych przebiegów podaje rys. 5a i b. Z przebiegów tych wynika, że w całym zakresie naprężeń

σ_r aż do stanu katastroficznej gęstości defektów $M_{d\text{max}}$ zmiany wytrzymałości elektrycznej $K_{p=}$ i $K_{p\sim}$ badanych folii rozciąganych w oleju są nieznaczne. Pochodzą one tylko od przebudowy i reorientacji nadstrukturalnej /wymuszonych rozciąganiem na "zimno"/. W warunkach przebicia w kąpielii olejowej wyładowania niezupełne krawędziowe są ze swej natury słabsze niż w powietrzu /rys. 5a - 2 i 5b - 2/, do struktury polimeru zdąży wnikać pewien strumień Np_3 , szczególnie w miejscach gdzie rozwijają się mikrorysy. Ten czynnik może więc powodować zauważalny spadek K_p folii. Niewątpliwie w warunkach wyładowań krawędziowych ostrza strimerów są też przyczyną nieznacznego spadku wytrzymałości $K_{p=}$ folii PTE, przy silnych naprężeniach σ_r /rys. 5b-4/.

Dyskretny rozkład defektów dyskopodobnych w strukturze naprężonego polimeru nie może wyraźnie obniżyć wytrzymałości elektrycznej doraźnej $K_{p\sim}$ czy też $K_{p=}$. Przebiegi charakterystyk z rys. 5a i b są jeszcze jednym dowodem na to, że o żywotności t_e folii mechanicznie naprężonej decyduje głównie wtórna emisja elektronowa a erozja jest tylko nieodłącznym jej czynnikiem. Podobnie jest też w mechanicznie naprężonych grubszych warstwach izolacji z makrorysą.



Rys.5. Zależności $k_{p\sim}$ i $k_{p=}$ od wartości naprężeń σ_r .
 Układ elektrod opisany w pracy [1] a - folia PE,
 b - folia PTE; 1,3 - zanurzone w oleju,
 2-4 w powietrzu; 1-g=80 μm , 2-40 μm
 3-4 - 19 μm .

6. Wnioski

1. Studia literaturowe i własne badania laboratoryjne pozwalają przyjmować, że o czasie życia T_e /żywność/ izolacji polimerowej mechanicznie naprężonej w warunkach jonizacyjnego starzenia w głównej mierze decyduje wtórna emisja elektronowa.
2. Procesy erozyjne na powierzchni polimeru są tylko nieodłącznym czynnikiem bombardowania powierzchni elektronami i jonami z przestrzeni gazowej.
3. Wytwarzane w polu naprężeń mechanicznych defekty /głównie dyskopodobne/ są czynnikiem aktywizującym rozwój procesu przebicia przed czołem makrorysy, naciętej na powierzchni izolacji stałej.
4. Uzyskane charakterystyki $T_e = f / G_r /$ i $K_p = f / G_r /$ dla izolacji PE i PTE oraz obserwacje mikroskopowe następstw starzenia izolacji PE są jednymi z wielu dowodów na trafność przyjętego modelu opisu roli defektów w mechano-jonizacyjnym przebicium polimerów.

Literatura

- 1 Cywiński K. - Naprężenia mechaniczne w izolacji jako czynnik przyspieszający przebicie na skutek działania wyładowań niezupełnych.
Symposium: "Wyładowania niezupełne jako czynnik destrukcji izolacji" AGH-PKME, Krościenko 1972
- 2 Cywiński K. - Trwałość i wytrzymałość elektryczna syntetycznej stałej izolacji naprężonej mechanicznie
Rozprawa doktorska - Pol.Łódzka 1974/75
- 3 Mc Mahon E.J. - The chemistry of Corona Degradation of Organic Insulating Materials in High-Voltage Fields and under Mechanical Strain . IEEE Trans. on El. Insul. 1960
vol EI-3 No 1.s.3

- 4 Žurkow C.N. Kukšenko W.S. Slucker A.J. -- Obrazowanije submikro-
skopičeskich trieščin w polimierach pod nagruzkoi.
Fiz. Tv. Tielka 1969 t.11 No 2, s.297
- 5 Jasnopolskij N.L. Issledowanija WE usiliennom poljem, iz
poristych emittierow. IAN-SSSR 1966.30 No 12.s.1882
- 6 Young D.M. Crowell A.D. -- Fizyczna adsorpcja gazów
PWN W-wa 1968
- 7 Frönllich H. -- On the Theory of Dielektric Breakdown in Solids
Proc.Roy Soc. 1947 V. 188 s.521.