

Katarzyna MAZUREK\*  
Politechnika Lubelska

## ANALIZA PROCESÓW USZKADZANIA LAMINATÓW O OSNOWIE EPOKSYDOWEJ

**Streszczenie.** W pracy zbadano trzy rodzaje laminatów wykonanych z prepregów o osnowie z żywicy epoksydowej zbrojonych tkaniną szklaną zawierające różną zawartość włókien (tabela 1). Przedstawiono wyniki badań laminatów poddanych: 1) jednoosiowemu rozciąganiu wraz z odciążaniem, aż do zniszczenia, 2) trójpunktowemu zginaniu. Do opisu procesu uszkodzania materiałów zastosowano tensorowy parametr uszkodzenia, którego składowe wyznaczono analizując zmiany modułów sprężystych przy odciążaniu materiału. Stwierdzono znaczący wpływ objętościowej zawartości zbrojenia na sposób uszkodzania się laminatu. Ponadto, dla próbek z karbem wyznaczono współczynnik intensywności naprężeń przy trójpunktowym zginaniu. Wartość  $K_{Ic}$  malała wraz ze zmniejszaniem się zawartości objętościowej i włókien.

## THE ANALYZE OF DAMAGE PROCESS OF POLYMER MATRIX LAMINATE

**Summary.** To analyze were chosen tree types of laminates with epoxy matrix and different fiber volume in prepregs [table 1]. Materials were researched in two types of test: one dimension tension and tree-point-bending. The damage model used to describe crack growth process, can be approximate by using damage parameters, which is estimated using the Young's modulus changing in two fiber directions. Article presents results of bending test and the stress intensity factors, which decrease with the fiber volume. We affirmed that the fiber volume had influence on the damage propagation and stress intensity factor  $K_{Ic}$ .

### 1. Laminat – materiał o budowie warstwowej

Przedmiotem pracy jest analiza eksperymentalna i opis teoretyczny rozwoju uszkodzeń w laminatach o różnej zawartości objętościowej włókien. W celu oceny stanu uszkodzenia

\* Opiekun naukowy: Prof. dr hab. inż. Tomasz Sadowski

laminatów przeprowadzono test jednoosiowego rozciągania z odciążeniem oraz wprowadzono tensorowy parametr uszkodzenia  $D_{ij}$ . Aby określić wpływ wzmocnienia kompozytu na sposób jego uszkodzania się przy obciążeniu, przeanalizowano trzy rodzaje laminatów (A, B, C - tabela 1) z ułożeniem włókien  $0/90^0$  i o udziale objętościowym włókien: 43%, 32% i 24%. Grubość wszystkich próbek wynosiła 3 mm. Laminaty formowano ręcznie w temperaturze  $21^0\text{C}$  i wilgotności maksymalnej 55%, a następnie utwardzono w autoklawie, w temperaturze  $120^0\text{C}$ , gdzie przebywały 6 godzin. Odporność na pękanie,  $K_{Ic}$ , analizowanych materiałów wyznaczono w próbach trójpunktowego zginania.

Tabela 1

## Właściwości kompozytów

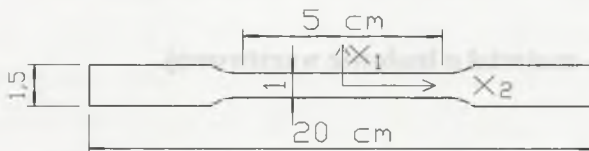
Laminat	A	B	C
Udział wagowy żywicy (%w/w)	38	50	60
Gramatura włókien ( $\text{g/m}^2$ )	293	293	102
Gramatura prepregu ( $\text{g/m}^2$ )	473	565	257
Udział objętościowy włókien (%)	43	32	24
Gęstość kompozytu ( $\text{g/cm}^3$ )	1,75	1,6	1,5
Grubość jednej warstwy (mm)	0,27	0,38	0,17
Liczba warstw w kompozycie	12	9	20

Analiza teoretyczna i badania doświadczalne wskazują, że analizowane laminaty nie zawierają początkowej porowatości.

## 2. Badania eksperymentalne

### 2.1. Próba jednoosiowego rozciągania

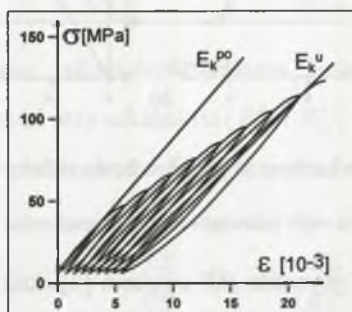
Próbki do badań na rozciąganie (o wymiarach  $3 \times 15 \times 200$  mm) wycięto w kierunku zbrojenia, zgodnie z normą PN-EN 2377:1999. Każda próbka miała w środku przewężenie (rys. 1).



Rys. 1. Schemat próbki rozciąganej [1, 2]

Fig. 1. The scheme of tension sample [1, 2]

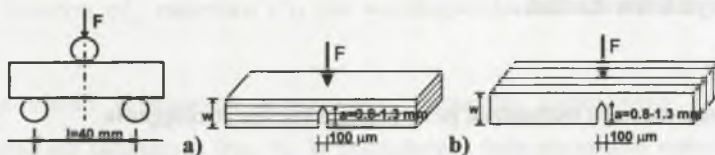
Próbki poddano osiowemu rozciąganiu na maszynie wytrzymałościowej MTS 858. Program obciążania obejmował kilkakrotne zrealizowanie cykli obciążenie-odciążenie dla narastającego poziomu naprężenia w próbce, aż do jej zniszczenia. Odształcenia podłużne oraz poprzeczne próbki rejestrowano przy użyciu ekstensometra. Taki sposób obciążania umożliwia sporządzenie wykresu naprężenie-odkształcenie ( $\sigma - \varepsilon$ ) (rys. 2) i oszacowanie bieżących modułów sprężystości przy odciążaniu materiału dla kierunku 1 ( $E_{11}^k$ ) i kierunku 2 ( $E_{22}^k$ ).



Rys. 2. Przykładowa histereza otrzymana w procesie obciążania – odciążania  
Fig. 2. The example of hysteresis getting in Loading – unloading test

## 2.2. Zginanie próbek

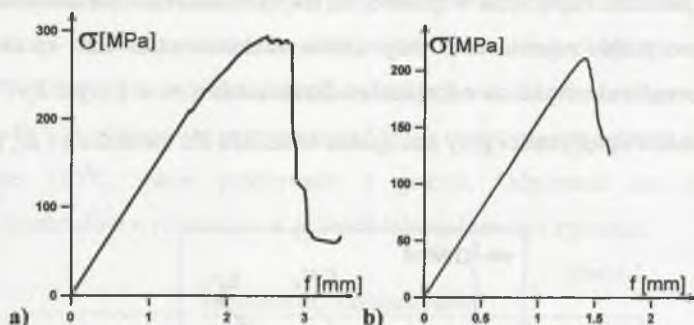
Próbki z tych samych laminatów poddano próbie trójpunktowego zginania według schematu (rys. 3).



Rys. 3. Schemat obciążania próbek: a) prostopadłe do układu warstw, b) równoległe do układu warstw  
Fig. 3. The scheme of loading: a) perpendicular to layers, b) parallel to layers

Wytrzymałość próbek oblicza się z klasycznego wzoru  $\sigma = \frac{M}{W}$ , co dla schematu trójpunktowego zginania wynosi:  $\sigma = \frac{F \cdot l}{4} \cdot \frac{6}{b \cdot h^2}$ , gdzie: F – przyłożona siła, l – rozstaw podpór wynosił 40 mm, b – szerokość próbki, h – wysokość przekroju (dla próbek karbem w miejscu najwęższym). Badano próbki z karbem wykonanym w dwu ułożeniach

kompozytu: obciążenie skierowane: a) prostopadłe do układu warstw, b) równoległe do układu warstw.



Rys. 4. Wykres zginania próbek z karbem: a) prostopadłe do układu warstw, b) równoległe do układu warstw

Fig. 4. Bending curve for samples with indentation: a) perpendicular to layers, b) parallel to layers

Prędkość obciążania próbki wynosiła 0,5 mm/min [3], która daje możliwość obserwacji propagacji uszkodzenia. Dla próbek z karbem początkowo odkształcenia przy zginaniu mają charakter sprężysty, wykresem jest linia prosta [4, 5]. W dalszej części można zaobserwować zmianę nachylenia prostej oraz występowanie lokalnych spadków sił, które sygnalizują postępowanie uszkodzenia. W chwili gdy próbka przestaje przenosić obciążenia na wykresie, widać wyraźny spadek siły.

### 3. Analiza wyników badań

#### 3.1. Opis procesu rozwoju uszkodzeń przy jednoosiowym rozciąganiu

Uzyskane z doświadczeń wyniki badań zamieszczono w tabeli 2. Średnia wytrzymałość na rozciąganie próbek wynosi: laminatu A -  $\sigma_u'' = 316,5$  MPa, B -  $\sigma_u'' = 179,5$  MPa, C -  $\sigma_u'' = 219,5$  MPa.

Tabela 2

Wytrzymałości laminatów na zginanie oraz rozciąganie oraz odpowiadające im  $K_{Ic}$

Laminat	Układ warstw	Naprężenia przy zginaniu $\sigma_{max}$ [MPa]	Współczynnik $K_{Ic}$ [MPa/m <sup>1/2</sup> ]	Naprężenia przy rozciąganiu $\sigma_{max}$ [MPa]
A	Równoległy	430,4	171,1	316,5
	Prostopadły	415,1	131,7	
B	Równoległy	324,9	111,4	179,5
	Prostopadły	250,4	97,1	
C	Równoległy	293,0	105,9	219,6
	Prostopadły	225,2	93,6	

Przeprowadzenie pomiarów odkształceń podczas badania umożliwiło wyznaczenie bieżących modułów sprężystości przy odciążeniu ( $E_{11}^k$  i  $E_{22}^k$ ) oraz ich zmianę w czasie całego procesu obciążania. Na tej podstawie zdefiniowano składowe parametru uszkodzenia  $D_{ij}$  następująco [6, 7, 8]:

$$D_{11} = 1 - \frac{E_{11}^k}{E_{11}^{po}}, \quad D_{22} = 1 - \frac{E_{22}^k}{E_{22}^{po}} \quad (1, 2)$$

Podobną koncepcję zawierają prace [9, 10]. Wartości modułów opisujących sprężyste zachowanie się kompozytu przy odciążeniu wyznaczono z zależności:

$$E_{11}^k = \frac{\sigma_{11}^k}{\epsilon_{11}^k} \quad \text{oraz} \quad E_{22}^k = \nu_{12}^o \frac{\sigma_{11}^k}{\epsilon_{22}^k} \quad (3, 4)$$

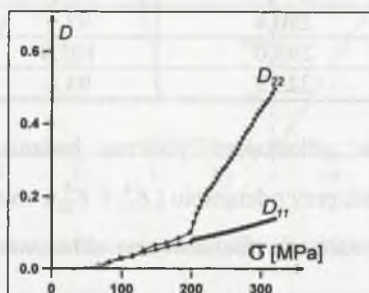
W równaniach (1-4) użyto następujących oznaczeń:  $E_{11}^{po}$  i  $E_{22}^{po}$  są początkowymi modułami Younga dla kierunku 1 i 2.  $\epsilon_{11}^k$  i  $\epsilon_{22}^k$  są składowymi stanu odkształcenia przy poziomie naprężeń równym  $\sigma_{11}^k$ , natomiast  $\nu_{12}^o$  jest współczynnikiem Poissona w chwili początkowej, np. [11].

Wykres zmian składowych tensorowego parametru uszkodzenia  $D_{ij}$  przedstawiono przykładowo dla laminatu A (rys. 5). W początkowej fazie obciążania materiału uszkodzenie obserwuje się jako izotropię stanu uszkodzenia ( $D_{22} \approx D_{11}$ ). W zaawansowanym stadium obciążenia stan uszkodzenia staje się ortotropowy, przy czym  $D_{22} > D_{11}$ . Oznacza to, że uszkodzenie szybciej rozwija się w kierunku 2. Zjawisko to zaobserwowano we wszystkich analizowanych kompozytach.

Tabela 3

Doświadczalne wartości modułów sprężystości i charakterystyki uszkodzenia laminatów

Laminat	$E_{11}^{po}$ [GPa]	$E_{22}^{po}$ [GPa]	$E_{11}^k$ [GPa]	$E_{22}^k$ [GPa]	$D_{11\ max}$	$D_{22\ max}$
A	22,7	26,7	19,7	11,7	0,14	0,56
B	15,1	15,0	14,2	10,8	0,06	0,10
C	13,4	13,0	11,0	8,6	0,10	0,35



Rys. 5. Rozkład składowych  $D_{11}$  oraz  $D_{22}$  dla próbki z laminatu A (próbka nr 8) podczas rozciągania  
 Fig. 5. The damage parameters  $D_{11}$  and  $D_{22}$  distribution for laminate A (sample 8) during tension test

Tabela 3 prezentuje doświadczalnie oszacowane moduły sprężystości i charakterystyki uszkodzenia laminatów w chwili odpowiadającej zniszczeniu kompozytu.

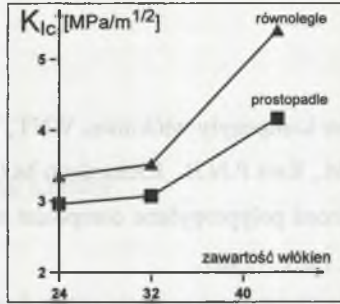
### 3.2. Wyniki badań trójpunktowego zginania

Rysunek 4a pokazuje rozkład maksymalnych naprężeń zginających w funkcji maksymalnych przemieszczeń dla próbki o prostokątnym układzie warstw posiadających karb. Odporność na pęknięcie  $K_{Ic}$ , tzn. krytyczną wartość współczynnika intensywności naprężeń, przy której rozpoczyna się proces makroskopowego pęknięcia, wyznaczono dla trójpunktowego zginania z zależności:

$$K_{Ic} = \frac{P \cdot 4 \cdot W}{B \cdot W^{3/2}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right), \quad (5)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3 \cdot \alpha^{1/2} [1,99 - \alpha(1 - \alpha)(2,15 - 3,93\alpha + 2,7\alpha^2)]}{2(1 + 2\alpha)(1 - \alpha)^{3/2}} \quad (6)$$

gdzie  $\alpha = a/W$  [12], a jest głębokością nacięcia, W – wysokością przekroju poprzecznego. Odporność na pęknięcie  $K_{Ic}$  zależy od sposobu ułożenia włókien i ich udziału objętościowego w kompozycie. Zależność tę pokazano na rys. 6.



Rys. 6. Rozkład odporności na pękanie  $K_{Ic}$  w zależności od zawartości włókien  
 Fig. 6. Distribution of the stress intensity factor  $K_{Ic}$  depends on fiber volume

#### 4. Wnioski

Właściwości laminatów zmieniają się w zależności od zawartości włókien zarówno w teście rozciągania, jak i zginania. Największą zawartość włókien w swojej objętości (43%) ma laminat A i ma on największą wytrzymałość na rozciąganie. Laminat B, który wykonano z preprugu o takiej samej zawartości włókien w warstwie, różniący się ilością żywicy, ma wytrzymałość mniejszą od laminatu C o mniejszej zawartości włókien. Przy rozciąganiu początkowo uszkodzenie powstaje w żywicy, która jest materiałem słabszym od włókien. Wszystkie próbki pękały prostopadle do kierunku obciążenia, wzdłuż włókien.

Wytrzymałość na zginanie oraz odporność na pękanie maleją wraz ze zmniejszaniem się zawartości włókien w laminacie. W próbkach z karbem w laminacie A uszkodzenie następowało poprzez delaminację materiału, podczas gdy w dwu pozostałych materiałach B i C propagowała ona zgodnie z kierunkiem nacięcia. W laminacie C żywica uległa spękaniu, ale nie wszystkie włókna uległy zerwaniu. W tym materiale również nie nastąpiło zniszczenie warstw górnych – ściskanych. Wierzchnia warstwa pozostała nieuszkodzona, podczas gdy w pozostałych dwóch laminatach A i B uległa zniszczeniu.

Dla próbek z karbem z każdego laminatu siła po osiągnięciu maksimum wyraźnie spada, uszkodzenie postępuje wyraźnie szybciej przy układzie warstw równoległym do kierunku obciążenia niż prostopadłym. Dla próbek z nacięciem o układzie warstw prostopadłym proces pęknięcia przebiega mniej gwałtownie i po osiągnięciu siły maksymalnej próbka jeszcze przez jakiś czas przenosi obciążenia.

## LITERATURA

1. Wilczyński A. P.: Polimerowe kompozyty włókniste. WNT, Warszawa 1996.
2. Ferreira J.A.M., Costa J.D.M., Reis P.N.B., Richardson M.O.W.: Analysis of fatigue and damage in glass-fiber-reinforced polypropylene composite materials. *Composites science and technology*, 59, 1999, p. 1461 – 1467.
3. Zhang J., Lewandowski J.J.: Delamination study using four –point bending of bilayers. *Journal of materials science* 32, 1997 p. 3851 – 3855.
4. Kłosowska-Włodarczyk Z., Królikowski W., Penczek P.: Żywiec i laminaty poliestrowe. WNT, Warszawa 1969.
5. Bezazi A.R., El Mahi A., Berthelot J. -M., Bezzazi B.: Flexural fatigue behavior of cross-ply laminates: an experimental approach. *Strength of materials*, 2, 2003, p. 149 – 161.
6. Sadowski T.: Opis rozwoju uszkodzenia i stany graniczne materiałów ceramicznych. Wyd. Polit. Lub., Lublin 1999.
7. Sadowski T. (ed.): Multiscale Modelling of Damage and Fracture Processes in Composite Materials. CISM Course and Lecture, International Centre for Mechanical Sciences, Springer Verlag, Wien NewYork 2005, No. 474, p. 271 – 309.
8. Cauvin A., Testa R.B.: Elastoplastic material with isotropic damage. *International Journal of Solids and Structures*, 1999, 36, 747.
9. McCartney L.N.: Physically based damage models for laminated composites. *Proc. Instn. Mech. Engrs*, No. 217, 2003, p. 163 – 199.
10. Xiao Y.: A multi-mechanism damage coupling model. *International Journal of Fatigue*, 26, 2004, p. 1241 – 1250.
11. Dąbrowski H.: Wytrzymałość polimerowych kompozytów włóknistych. Ofic. Wyd. Polit. Wrocław. Wrocław 2002 s. 29 – 46.
12. Sadowski T., Papadopoulos G., Kytopouols V., Librant Z., Boniecki M., Ruiz C.: Badania doświadczalne procesów pęknięcia w ceramice. Symposium „Zagadnienia mechaniki pęknięcia i skrawania materiałów”, Kazimierz Dolny, październik 1998, s. 121 – 130.

Recenzent: Prof. dr hab. inż. Józef Ślężiona