

**Dr inż. Janusz German**  
Katedra Wytrzymałości Materiałów  
Instytut Mechaniki Budowli  
Politechnika Krakowska  
E-mail: jg@limba.wil.pk.edu.pl

## **WPLYW USZKODZEŃ NA WŁASNOŚCI LAMINATÓW KOMPOZYTOWYCH**

### **STRESZCZENIE**

W pracy analizowany jest jeden z zasadniczych i najwcześniej ujawniających się etapów uszkodzania laminatów kompozytowych, polegający na powstawaniu w matrycy tzw. szczelin wewnątrzwarstwowych. Rozpatrywane są laminaty zbudowane z warstw o matrycy epoksydowej jednokierunkowo zbrojonej włóknami węglowymi T 300. Przedstawiono wyniki badań doświadczalnych próbek wykonanych z taśmy "prepreg" o nazwie Vicotex NCHR 174B. W oparciu o uzyskane rezultaty prób jednoosiowego rozciągania o monotonicznie rosnącym obciążeniu, dotyczące podłużnego modułu sprężystości, większego współczynnika Poissona, naprężeń i odkształceń niszczących oraz gęstości szczelin, rozważany jest wpływ rozwijających się uszkodzeń na własności mechaniczne badanych kompozytów laminatowych

### **1 WPROWADZENIE**

Zagadnienie uszkodzania się kompozytów jest przedmiotem zainteresowania mechaniki materiałów kompozytowych od ponad dwudziestu lat, co łatwo zrozumieć, jeśli weźmie się pod uwagę, że dziesięciolecia (a nawet setki - w przypadku metali) lat doświadczeń z ciałami izotropowymi, a zazwyczaj również jednorodnymi wskazują, że różnorodne defekty materiału mogą w istotny sposób wpływać na jego zdolność do przenoszenia obciążeń, jak i własności sztywnościowe. Defekty te mogą być „wbudowane” w strukturę materiału od samego początku, ale najczęściej powstają i rozwijają się w odpowiedzi na przyłożone obciążenie.

W przypadku ciał makroskopowo jednorodnych, wszelkiego rodzaju defekty, niezależnie od ich źródła, najogólniej można podzielić na mikro i makroskopowe. Te pierwsze to pustki, wtrącenia obce, defekty sieci krystalicznej itp., a drugie to szczeliny -w znaczeniu takim, jakie jest zdefiniowane w ramach mechaniki pękania. Defekty pierwszego typu są domeną bardziej mechaniki materiałów, niż mechaniki ośrodków ciągłych. Defekty w postaci makroszczelin i zagadnienie nośności ciał je zawierających są obecnie dość dobrze rozpoznane i mogą być

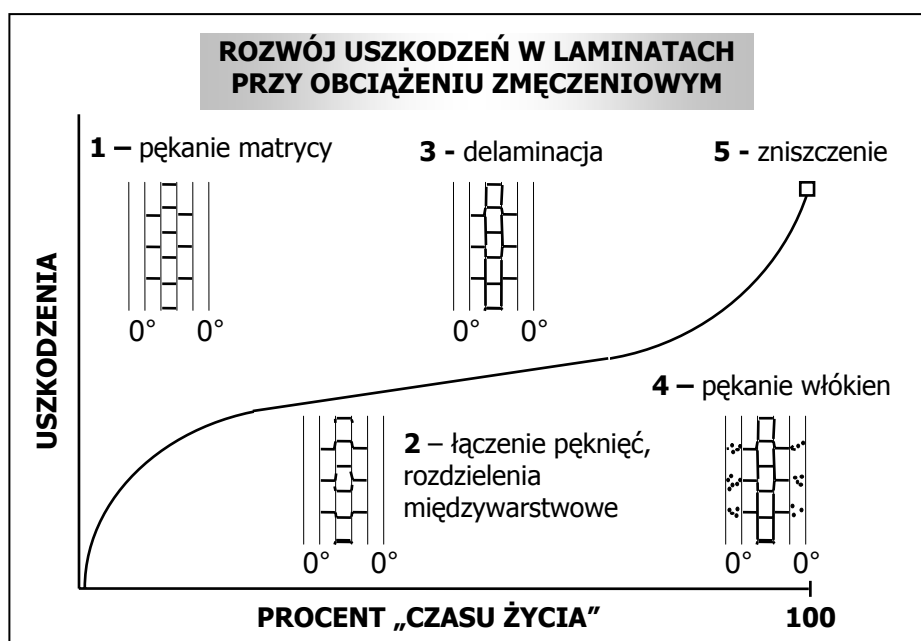
sformułowane jako problem wyznaczenia odporności na pęknięcie ciała ze szczeliną, której rozwój może być wywołany różnymi mechanizmami, takimi jak zmęczenie, pęcznienie, korozja i in. Mechanika pęknięcia dostarcza w tym zakresie wiele modeli teoretycznych i dużą ilość rozwiązań praktycznie użytecznych, choć w zdecydowanej większości dotyczą one ciał zawierających pojedyncze pęknięcia.

Proces uszkodzania się i jego opis w przypadku materiałów kompozytowych jest bardziej złożony ze względu na niejednorodność materiału, tzn. występowanie co najmniej dwóch składników materiału, istotnie różniących się właściwościami, tak wytrzymałościowymi, jak i sztywnościowymi. Materiały kompozytowe, a w szczególności laminaty, są z reguły materiałami anizotropowymi, co powoduje dalsze trudności. Dodajmy wreszcie, że w przeciwieństwie do materiałów “monolitycznych” (np. metali), w laminatach kompozytowych mamy do czynienia z różnymi mechanizmami pęknięcia i powstawaniem wielu pęknięć równocześnie, a nie pojedynczej szczeliny. Sytuację komplikuje również to, że rodzaj i gęstość tych pęknięć zależy nie tylko od własności materiału, ale także od sposobu ułożenia warstw.

Analiza zagadnień związanych z rozwojem uszkodzeń w materiałach kompozytowych na gruncie mechaniki pęknięcia znajduje się w początkowej fazie (patrz [5]) i ma bardzo ograniczone znaczenie. Warto także pamiętać, że uzyskane dotychczas niezwykle skomplikowane rozwiązania (z reguły numeryczne) dla ciał anizotropowych ze szczelinami (np. [21]) rodzą wątpliwości, co do możliwości szerokiego wykorzystania dorobku “klasycznej” mechaniki pęknięcia w odniesieniu do tej klasy zagadnień.

## 2 USZKODZENIA LAMINATÓW KOMPOZYTOWYCH

Mechanizmy uszkodzania się laminatów kompozytowych zbudowanych z warstw jednokierunkowo zbrojonych włóknami o dowolnej orientacji kątowej zostały opisane m.in. przez Reifsnidera *et al.* [19]. Pokazano je na schematycznie na Rys. 1 dla obciążenia zmęczeniowego.



Rys. 1. Rozwój uszkodzeń w laminatach kompozytowych przy zmęczeniu (wg [19]).

Pierwszy etap w procesie rozwoju uszkodzeń polega na pękaniu matrycy wzdłuż kierunku włókien w warstwach *off-axis* (nieosiowych), tzn. takich, w których kierunek włókien nie pokrywa się z kierunkiem zewnętrznego obciążenia rozciągającego. W wyniku tego procesu powstają tzw. szczeliny pierwotne (ang. *primary cracks*).

Następny etap to inicjacja pęknięć o kierunku poprzecznym do pęknięć pierwotnych leżących w warstwach przylegających do warstwy uszkodzonej – określa się je mianem szczelin wtórnych (ang. *secondary cracks*). Stanowią one przyczynę tworzenia się i rozwoju szczelin międzywarstwowych. Początkowo są one odizolowane od siebie, występują w niewielkiej ilości i mają bardzo małe rozmiary. Stopniowo podrastając i łącząc się ze sobą prowadzą od lokalnej utraty spójności laminatu do jego delaminacji.

Końcowy stan w procesie uszkodzeń laminatu to pęknięcie głównego nośnika obciążenia tzn. włókien, prowadzące do uformowania tzw. ścieżki zniszczenia (ang. *failure path*) przebiegającej przez połączone strefy uprzednio uszkodzone lokalnie i w konsekwencji do utraty przez element kompozytowy zdolności do przenoszenia obciążenia.

Schemat pokazany na Rys. 1 daje całościowy obraz mechanizmów uszkodzania się laminatów kompozytowych, ale nieuzasadniony byłby pogląd, że wszystkie mechanizmy muszą koniecznie wystąpić w każdej sytuacji. Także zakresy „czasu życia” materiału, w których uszkodzenia sterowane są kolejnymi mechanizmami należy traktować umownie. Zależy to w dużym stopniu od sekwencji ułożenia warstw laminatu, a także od sposobu obciążenia elementu kompozytowego. Schemat Reifsnidera został sporządzony w oparciu o wyniki testów na próbkach poddanych obciążeniu zmęczeniowemu.

Badania autora [7] wskazują, że w przypadku laminatów krzyżowych i kątowych o warstwach nieosiowych rozdzielonych warstwami osiowymi (ang. *on-axis*), poddanych działaniu jednoosiowego, monotonicznie rosnącego obciążenia rozciągającego (bliskiego obciążeniu statycznemu) - dominującym mechanizmem uszkodzeń jest pierwszy z wymienionych powyżej, tzn. wewnątrzwarstwowe pęknięcie matrycy, podczas gdy delaminacja i pęknięcie włókien występowały niemal jednocześnie ze zniszczeniem próbek laminatowych.

## 2.1 Uszkodzenia wewnątrzwarstwowe laminatów

Wewnątrzwarstwowe pęknięcia matrycy, zwane także pękaniem poprzecznym (ang. *intralaminar transverse matrix cracking*) występuje już przy stosunkowo małych obciążeniach, znacznie mniejszych od obciążeń niszczących. Objawia się powstaniem charakterystycznego układu szczelin o niemal równoległych płaszczyznach, wyznaczonych przez kierunek włókien w warstwie i przebiegających na wskroś przez jej szerokość w mniej więcej jednakowych odstępach od siebie. Badania pozwalają stwierdzić, że gęstość szczelin zależy od poziomu obciążenia, sekwencji ułożenia warstw, całkowitego objętościowego udziału warstw ulegających uszkodzeniu oraz grubości poszczególnych warstw.

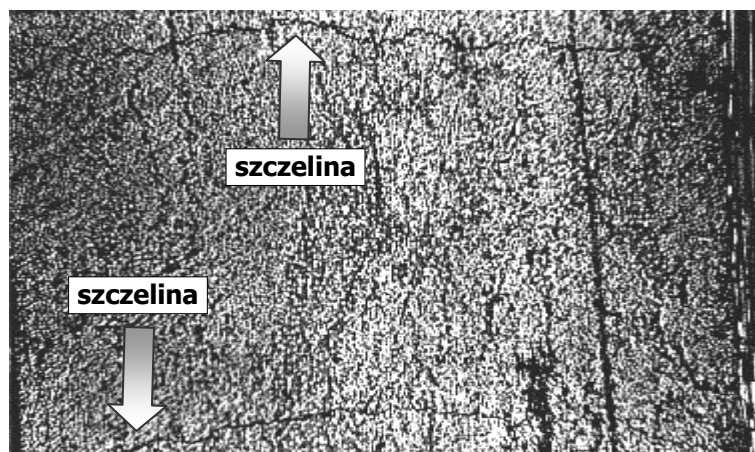
Szczeliny wewnątrzwarstwowe matrycy pokazano na Rys. 2, na którym widoczne są pęknięcia w warstwie 90°, widoczne pod mikroskopem na zewnętrznej krawędzi próbki symetrycznego laminatu krzyżowego o kodzie [0, 90<sub>4</sub>]<sub>s</sub>. Schemat laminatu użyty do budowy modelu teoretycznego pokazano na Rys. 2.

Jednym z aktualnych problemów w analizie kompozytów laminatowych jest określenie wpływu uszkodzeń – w tym wypadku pęknięć poprzecznych matrycy - na własności sztywnościowe i wytrzymałościowe laminatu.

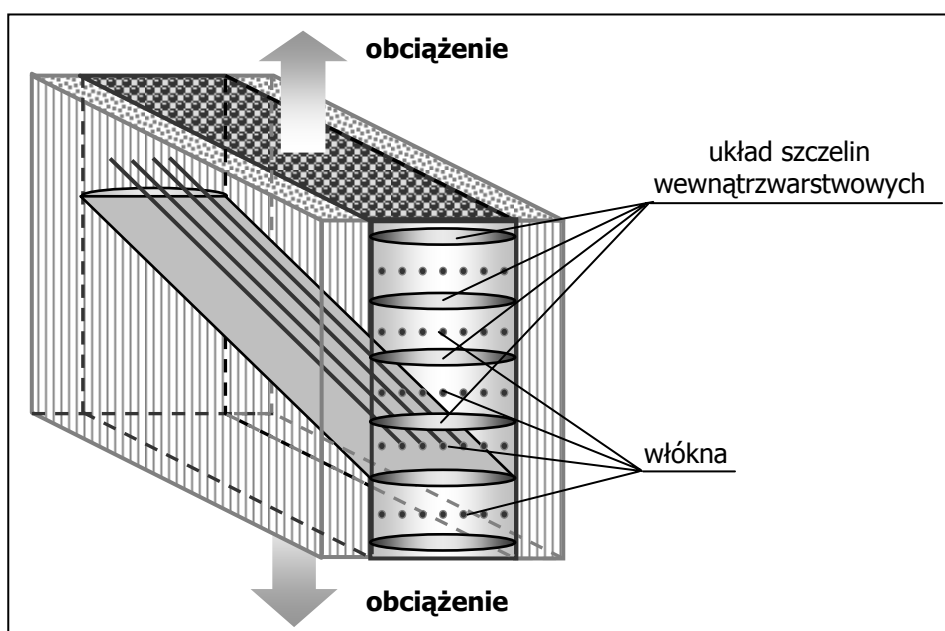
Zagadnienie to jest przedmiotem licznych prac teoretycznych, bazujących na różnych modelach mikromechanicznych kompozytów laminatowych (np. [3], [4], [15], [23]), jak i w znacznie mniejszym stopniu doświadczalnych (np. [3], [4], [16]).

Niniejsza praca również dotyczy tego problemu i próby jego opisanie teoretycznego, a następnie doświadczalnego zweryfikowania zaproponowanego modelu.

Biorąc pod uwagę, że praca napisana jest z myślą o odbiorcach o różnym stopniu zaawansowania w mechanice materiałów kompozytowych prezentacja modelu teoretycznego będzie ograniczona do minimum, a główny ciężar będzie położony na omówienie strony doświadczalnej i płynące z niej wnioski, dotyczące w szczególności wpływu rozwijających się uszkodzeń wewnątrzwarstwowych na bieżące wartości podłużnego modułu Younga i współczynnika Poissona, a także wytrzymałość podłużną oraz niszczące odkształcenia podłużne i poprzeczne. Czytelnicy bliżej zainteresowani analizą teoretyczną zagadnienia mogą skorzystać z innych prac autora, m.in. [7], [9], [12], [13],] i [14].



Rys. 2. Szczeliny wewnątrzwarstwowe matrycy laminatu krzyżowego  $[0, 90_s, 0]$ .



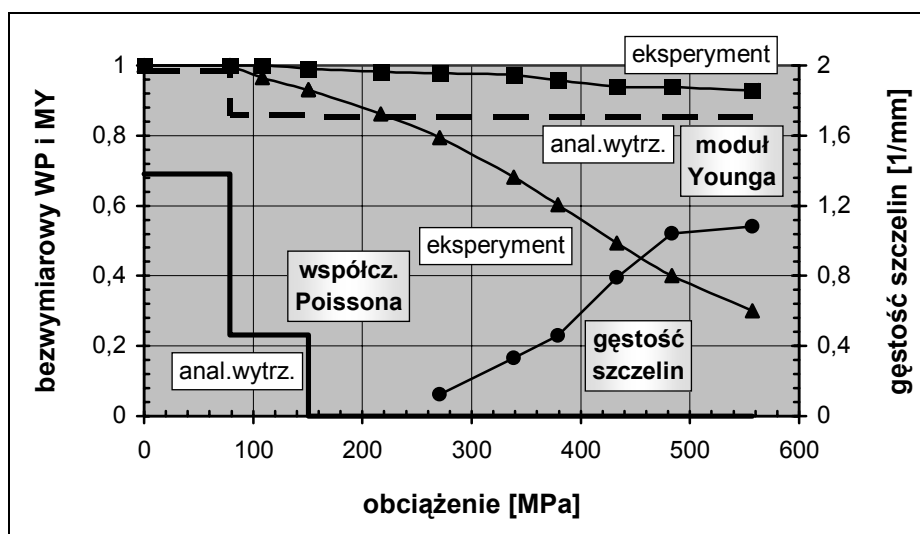
Rys. 3. Idealizacja laminatu z uszkodzeniami wewnątrzwarstwowymi.

### 3 DOŚWIADCZALNE ASPEKTY USZKODZENIA LAMINATU

Bezpośredni asumpt do podjęcia zagadnienia wpływu omówionych uprzednio uszkodzeń laminatów na ich własności daje klasyczna analiza wytrzymałościowa laminatu. Tym, co z punktu widzenia wytrzymałości materiału zasadniczo różni materiały jednorodne i izotropowe od materiałów niejednorodnych, anizotropowych i jednocześnie uwarstwionych jest to, że w przypadku tych pierwszych wszystkie charakterystyki wytrzymałościowe można wyznaczyć w oparciu o badania doświadczalne pewnej ilości próbek i na tej podstawie określić reprezentatywne charakterystyki dla materiału, z którego były one wykonane. Taka droga jest całkowicie bezużyteczna w przypadku drugiej grupy materiałów. Jedyne uniwersalne charakterystyki, jakie można uzyskać dla laminatów dotyczą składników kompozytu (a więc włókien i matrycy) oraz pojedynczej warstwy w konfiguracji osiowej. Wykorzystanie tych charakterystyk do określania nośności laminatu o dowolnej ilości warstw i dowolnym sposobie ich ułożenia wymaga zastosowania dość kłopotliwej procedury obliczeniowej, bazującej - mówiąc najogólniej - na klasycznej teorii laminatów - i jednym z wielu kryteriów pęknięcia. Tematyka ta była przedmiotem pracy [10], przedstawionej w ramach Szkoły Kompozytów w 1999 roku.

W oparciu o zaczerpnięty z [10] przykład standardowej analizy wytrzymałościowej laminatu  $[0, 90_2]_s$  przeprowadzonej metodą częściowej degradacji warstw (ang. *partial ply discount method*), przy wykorzystaniu kryterium pęknięcia Azziego-Tsaia-Hilla aż do zniszczenia ostatniej warstwy (ang. *last ply failure*) i z uwzględnieniem odkształceń termicznych generowanych w procesie laminacji - sporządzono wykres zmian charakterystyk sztywnościowych laminatu, a mianowicie podłużnego modułu Younga i współczynnika Poissona od obciążenia zewnętrznego (osiowe rozciąganie). Jest to jedyna możliwość uzyskania teoretycznego oszacowania tych zmian, niejako „przy okazji” analizy wytrzymałościowej. Wykres pokazano na Rys. 4. Są na nim pokazane również wyniki doświadczalne – podstawowe różnice jakościowe i ilościowe są łatwo widoczne.

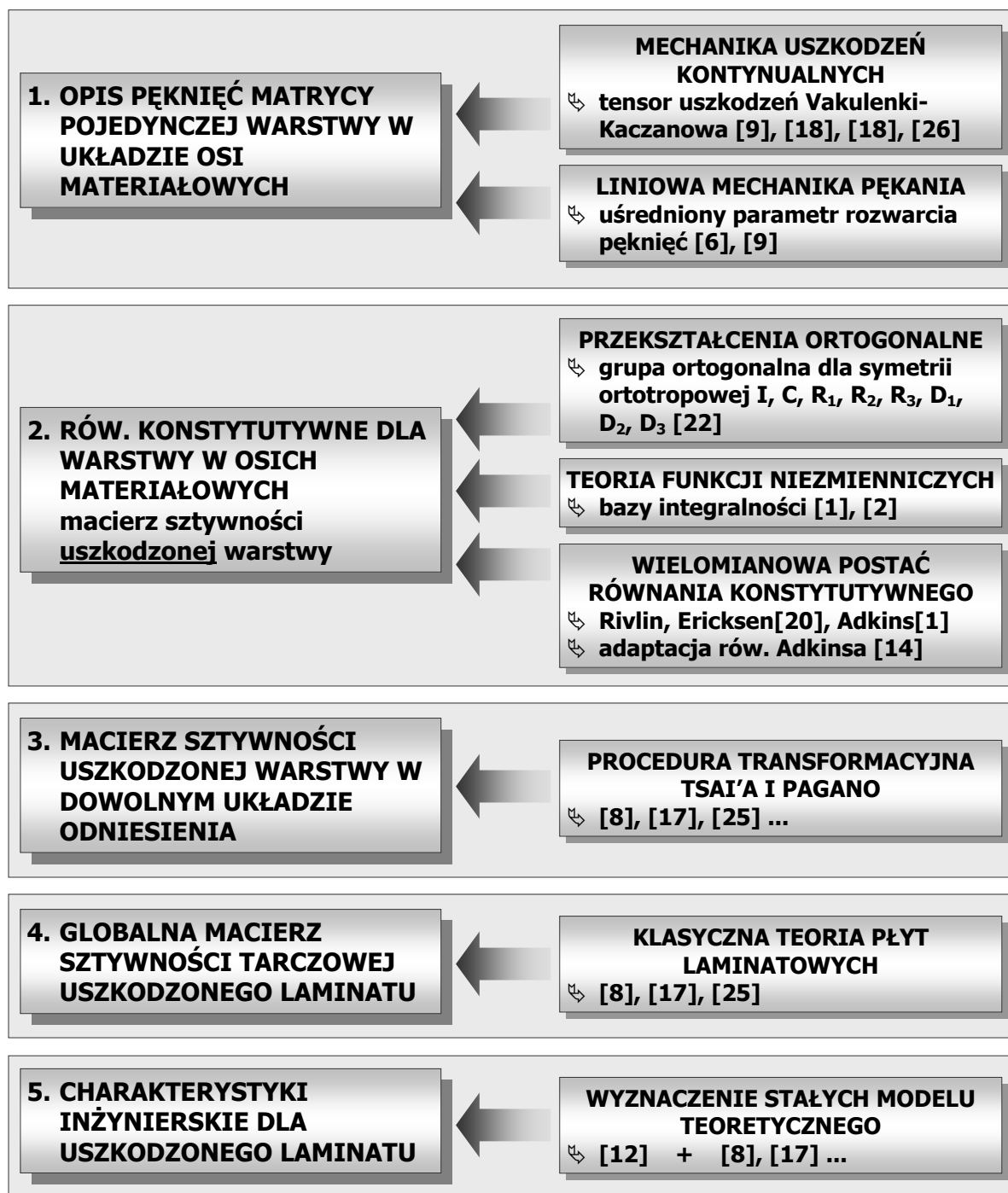
Jest zasadą, że powyższy algorytm obliczeniowy prowadzi do niedoszacowania sztywności uszkodzonego laminatu. Jednak tym, co budzi największe kontrowersje jest uzyskiwany z obliczeń „schodkowy” przebieg zmian charakterystyk inżynierskich, zamiast „gładkiego”, uzyskiwanego w testach doświadczalnych.



Rys. 4. Podłużny moduł sprężystości i współczynnik Poissona laminatu  $[0/90_2]_s$  oraz gęstość szczelin w warstwie  $90^\circ$ .

## 4 MODEL TEORETYCZNY PĘKANIA WEWNĄTRZWARSTWOWEGO

Niedostatki analizy wytrzymałościowej w odniesieniu do charakterystyk sztywnościowych stanowiły zachętę do budowy takiego modelu teoretycznego, który pozwoliłby na ich ograniczenie. Ceną za to jest jednak znaczna komplikacja opisu. Biorąc pod uwagę, że niniejszy artykuł przeznaczony jest dla uczestników szkoły kompozytów, a nie tematycznej konferencji naukowej – nie wydaje się autorowi za celowe prezentowanie licznych wzorów, przekształceń, itd., które czytelnicy mogą znaleźć w pracach [7], [9], [11], [12], [13], [14]. Tutaj, dla ogólnej informacji, poprzestaniemy na prezentacji ogólnego schematu obrazującego elementy składowe zbudowanego modelu teoretycznego – pokazano go na Rys. 5.



Rys. 5. Schemat modelu teoretycznego opisu zmian sztywności uszkodzonego laminatu.

Do opisu stanu uszkodzenia w postaci pęknięć matrycy wykorzystano koncepcję tensora uszkodzeń Kaczanowa-Vakulenki (tensor uszkodzeń II rzędu), wiążącego uszkodzenia uśrednione po reprezentatywnej objętości materiału z wektorem nieciągłości przemieszczeń powierzchni pęknięcia. W dalszej analizie ograniczono się do symetrycznej części tensora, opisującej przemieszczenia normalne brzegu pęknięcia. Przemieszczenia te wyznaczono dzięki zastosowaniu zaproponowanej koncepcji. "pasma zastępczego". Umożliwia ona w przybliżony sposób uwzględnić tzw. „efekt więzów”, charakterystyczny dla większości laminatów, gdyż z reguły warstwy uszkadzające się wskutek m.in. pęknięcia matrycy, są rozdzielone warstwami o takim zorientowaniu włókien, które „hamuje” powiększanie się pęknięć wychodzących z warstw sąsiednich. Przy obliczaniu uśrednionego, normalnego przemieszczenia brzegu pęknięcia zastosowano rozwiązania, wynikające z liniowo-sprężystej mechaniki pęknięcia.

W celu określenia macierzy sztywności dla uszkodzonej pojedynczej warstwy kompozytowej należało skonstruować równanie konstytutywne w układzie osi materiałowych (konfiguracja „*on-axis*”). Uzyskano to stosując formalne podejście zaproponowane przez Rivlina, Ericksena i Adkinsa. Zgodnie z tym podejściem, współrzędne tensora naprężenia wyrażono poprzez funkcje wielomianowe elementów tzw. nieredukowalnej bazy integralności - właściwej dla materiału o symetrii ortotropowej i dwóch symetrycznych tensorów II rzędu, a mianowicie tensora odkształcenia i tensora uszkodzenia.

Otrzymaną macierz sztywności dla uszkodzonej warstwy zdekomponowano na macierz dla warstwy dziewiczej i macierz, związaną wyłącznie z uszkodzeniami matrycy. Współrzędne tej ostatniej macierzy zawierają nieznanne stałe materiałowe, wynikające z zastosowanej funkcji wielomianowej, które należało następnie wyznaczyć doświadczalnie.

W celu wyznaczenia transformowanej macierzy sztywności warstwy w dowolnym układzie odniesienia (konfiguracja "*off-axis*") wykorzystano klasyczną metodę *Tsai'a-Pagano*.

Globalną macierz sztywności tarczowej laminatu, w którym pewne warstwy mogą być uszkodzone, a inne pozostawać w stanie dziewiczym wyznaczono w ramach klasycznej teorii laminatów. Dzięki takiemu podejściu możliwe jest uwzględnienie sekwencji ułożenia warstw, co różni zastosowany model od innych - stosujących „homogenizację” materiału kompozytowego.

W oparciu o uzyskane rezultaty doświadczalne, dotyczące stałych inżynierskich i gęstości szczelin wewnątrzwarstwowych dla jednej wybranej konfiguracji krzyżowej laminatu, wyznaczono wartości stałych materiałowych występujących w modelu teoretycznym.

Schemat pokazany na Rys. 5 podaje pozycje literatury, odnoszące się szczegółowo do poszczególnych etapów analizy teoretycznej.

## **5 OPIS PROCEDURY DOŚWIADCZALNEJ**

### **5.1 Charakterystyki materiału i przygotowanie próbek**

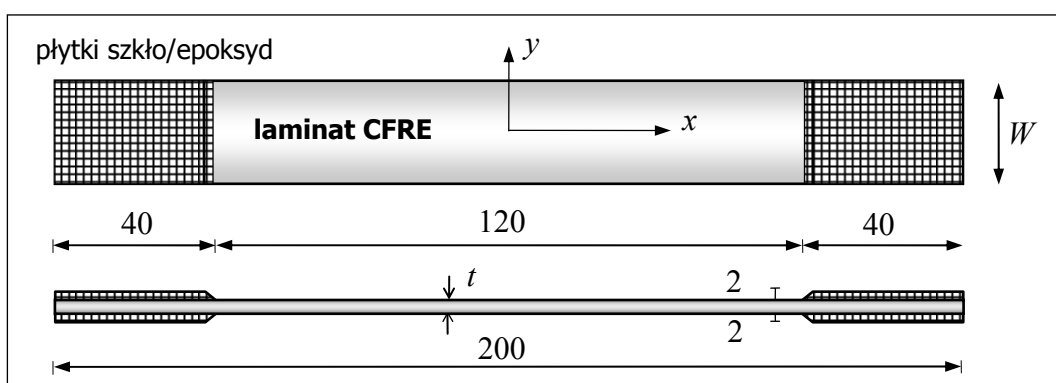
W celu weryfikacji zaproponowanego modelu teoretycznego przeprowadzono badania doświadczalne na próbkach laminatowych o konfiguracji krzyżowej i kątovej. Próbki, pokazane na Rys. 6 wykonano z jednokierunkowo zbrojonego kompozytu w postaci taśmy typu "prepreg" o nazwie handlowej Ciba-Geigy Vicotex NCHR 174B (włókno węglowe Torayca T300/matryca epoksydowa). Charakterystyki warstwy w głównych osiach materiałowych podano w Tab. 1. Użyte oznaczenia zgodne są z nomenklaturą stosowaną w pracach [8] i [17].

W celu wykonania próbek laminatowych, z taśmy prepreg wycinano pod żądanymi kątami prostokątne płytki o wym. 60×220 mm, które następnie umieszczano jedną na drugiej,

tak, aby uzyskać "stos" o określonej sekwencji ułożenia warstw. Był on z kolei poddany procesowi laminacji, zgodnie z parametrami podanymi przez producenta taśmy. Laminację przeprowadzano z użyciem standardowej maszyny wytrzymałościowej, wyposażonej w grube, stalowe płyty grzewcze. Proces utwardzania próbek był precyzyjnie sterowany przez mikrokomputer, połączony za pośrednictwem interfejsu z termoparą umieszczoną w płytach grzewczych, kontrolującą temperaturę płyt i prędkość jej narastania. Parametry laminacji pokazano na Rys. 7.

**Tab. 1** Charakterystyki jednokierunkowo zbrojonej warstwy kompozytu Vicotex NCHR 174B.

Charakterystyki sprężyste				Charakterystyki wytrzymałościowe					Współczynniki rozszerzalności liniowej	
$E_1$	$E_2$	$G_{12}$	$\nu_{12}$	$X_t$	$X_c$	$Y_t$	$Y_c$	$S$	$\alpha_1$	$\alpha_2$
[GPa]				[MPa]					[1/°C]	
137.0	10.0	4.8	0.3	1531	1390	41	145	98	$3.1 \cdot 10^{-7}$	$3.1 \cdot 10^{-5}$



**Rys. 6.** Próbką testowa

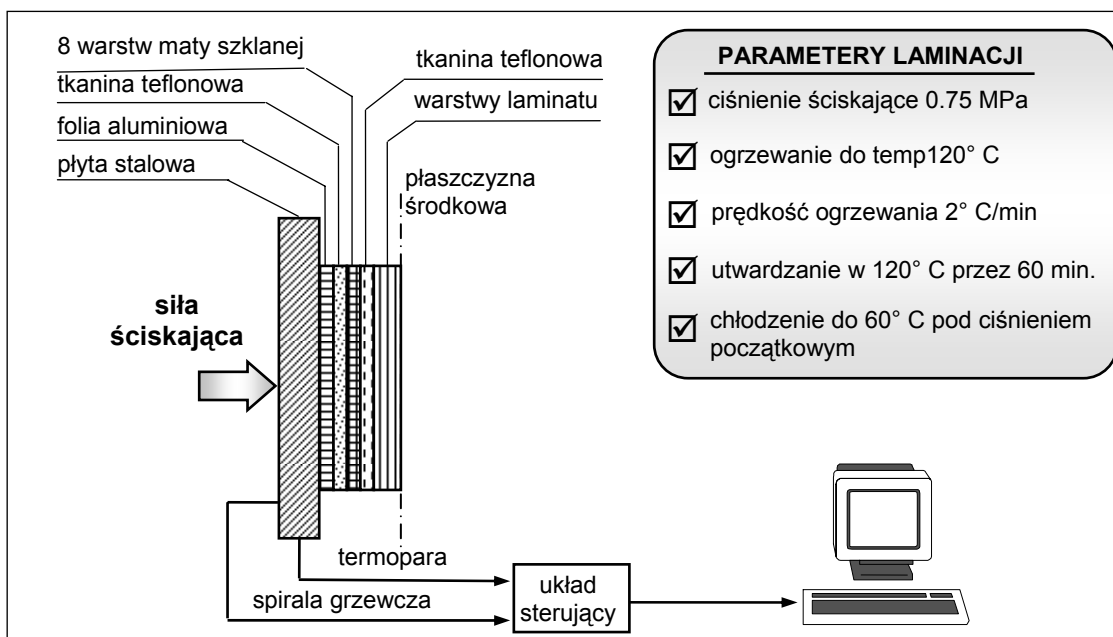
Utwardzone kawałki laminatu cięto przy pomocy bardzo cienkiej, numerycznie sterowanej tarczy diamentowej na dwie próbki o wym. 25×200 mm każda, a następnie na ich końcach klejono cienką warstwę kleju epoksydowego płytki z włókna szklanego, ułatwiające mocowanie próbek w głowicy maszyny. Zgodnie z opisaną procedurą przygotowano dwa zestawy próbek - próbki poprzeczne o kodzie  $[0/90_n]_s$  i kątowe, określone kodem  $[-20/+20/-\alpha_2/-20/+20/+\alpha_2/-20/+20]_s$ . Ich charakterystyki podano w Tab. 2, Tab. 3 i na Rys. 8.

Kluczowe znaczenie dla obserwacji szczelin i pomiaru ich ilości miało przygotowanie powierzchni bocznej próbek o jakości zbliżonej do zwierciadlanej. Uzyskano to dzięki procedurze szlifowania i polerowania, opartej na schemacie Toftegaarda [24], z wykorzystaniem maszyny DP-U4/Pedemax 2 i materiałów polerskich firmy Struers. Powierzchnię poddawano systematycznej kontroli mikroskopowej, aby osiągając odpowiedni poziom jej jakości uniknąć jednocześnie nadmiernego zmniejszenia szerokości próbek. Szczegółowy opis procedury polerowania dostępny jest u autora.

## 5.2 Obciążenie

Próbki testowe poddane były jednoosiowemu rozciąganiu o monotonicznie rosnącym obciążeniu. Stała prędkość obciążenia była zaprogramowana i automatycznie sterowana aż do zniszczenia próbki.. Wynosiła ona 0.2 kN/min. (ok. 2% obciążenia niszczonego/min.) dla próbek zestawu # 2 i 0.5 kN/min. (ok. 1.5% obciążenia niszczonego/min.) dla zestawu # 1.

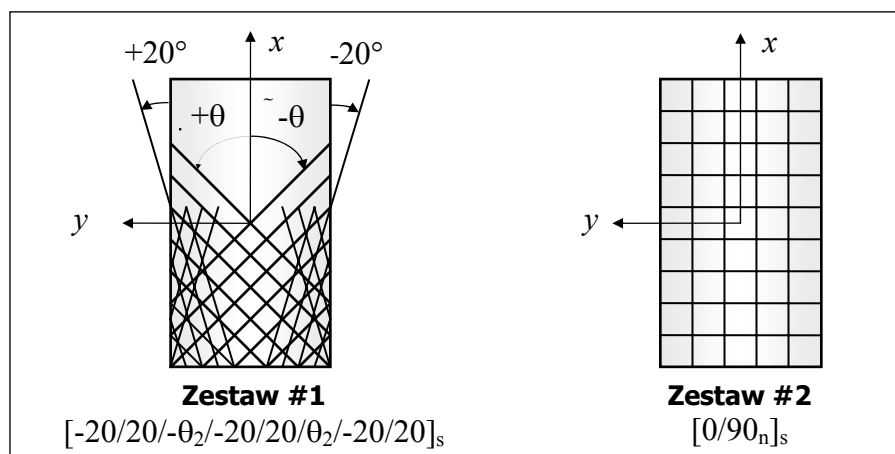
Dzięki tym niskim prędkościom obciążenia każdy pomiar ilości szczelin na ustalonym odcinku pomiarowym zachodził przy praktycznie stałym poziomie obciążenia.



Rys. 7. Parametry procesu laminacji próbek.

Tab. 2. Parametry geometryczne próbek testowych.

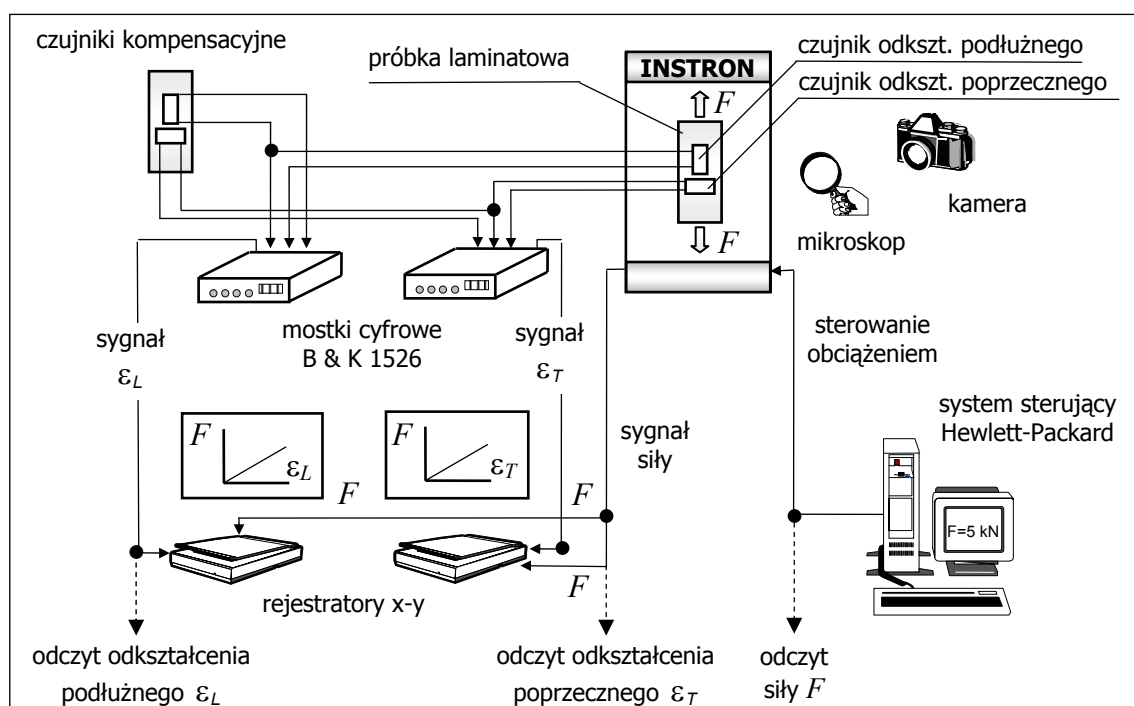
Geometria	Zestaw próbek # 1							Zestaw próbek # 2			
	A	B	C	D	E	G	H	1	2	3	4
$t$ [mm]				2.46				0.48	0.74	0.98	1.22
$W$ [mm]	24.38	23.74	24.66	24.54	24.75	23.56	23.46	24.86	24.96	24.88	24.98
$\alpha$ [deg]	90	80	75	70	60	50	40	-	-	-	-
$n$	-	-	-	-	-	-	-	1	2	3	4



Rys. 8. Zestawy próbek testowych.

### 5.3 Stanowisko badawcze

Próby rozciągania przeprowadzono z wykorzystaniem maszyny wytrzymałościowej Instron, wyposażonej w głowicę o dopuszczalnej sile 50 kN. Odształcenia próbek wyznaczano metodą tensometrii elektrooporowej przy użyciu czujników HBM 10/120 LY 11 i HBM 10/120 XY 91. Obserwację wybranego obszaru bocznej powierzchni próbki, w trakcie której dokonywano bezpośredniego pomiaru liczby szczelin wewnątrzwarstwowych, prowadzono przy użyciu mikroskopu optycznego. Umożliwiał on dzięki odpowiedniej przystawce zainstalowanie kamery video lub aparatu fotograficznego i rejestrację pola szczelin. Mikroskop wyposażony był ponadto w specjalne rolki pozwalające na jego pionowy przesuw po belce translacyjnej leżącej w płaszczyźnie próbki. Dzięki temu możliwa była obserwacja całego odcinka pomiarowego, którego długość wynosiła 48 mm. Schemat stanowiska badawczego pokazano na Rys. 9.



Rys. 9. Stanowisko badawcze.

## 6 WYNIKI BADAŃ, WERYFIKACJA DOŚWIADCZALNA MODELU TEORETYCZNEGO

### 6.1 Wytrzymałość podłużna na rozciąganie

Wartości graniczne obciążenia, naprężenia, odkształcenia podłużnego i poprzecznego oraz średniej gęstości szczelin przy zniszczeniu badanych próbek zestawiono w Tab. 3.

Wartości obciążeń niszczących dla wszystkich próbek zestawu # 2 było bardzo zbliżone, mimo dużych różnic w stopniu uszkodzenia, określonym gęstością szczelin poprzecznych - tak więc pękanie matrycy nie wpływa na podłużną wytrzymałość próbek. Wyniki doświadczalne porównano z rezultatami analizy teoretycznej opartej na metodzie częściowej degradacji sztywności (MCDS) warstw i kryterium Azzi-Tsaia-Hilla (ATH), z uwzględnieniem naprężeń residualnych powstających w wyniku różnicy temperatur laminacji

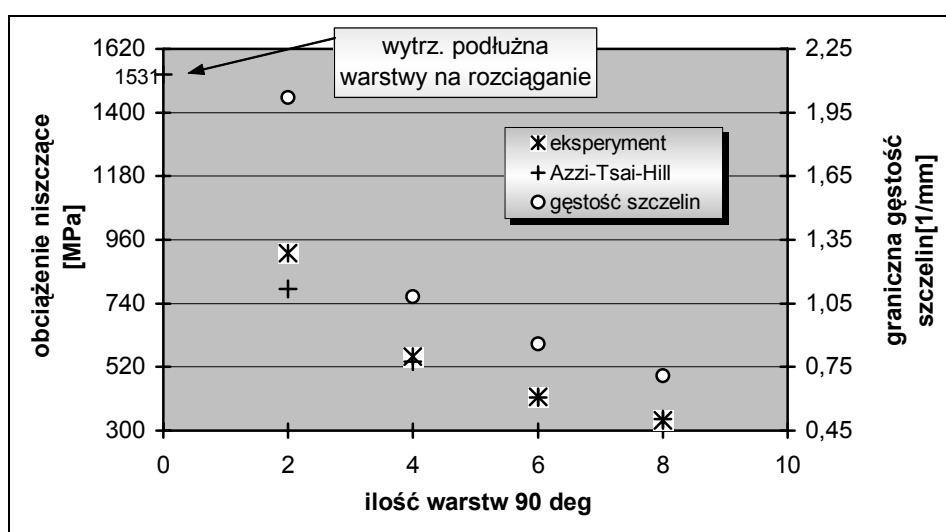
i badania próbek [8]. Wyniki teoretyczne bardzo dobrze odpowiadały wynikom badań bez względu na typ próbki i stopień jej uszkodzenia - pokazano to na Rys. 10.

Wytrzymałość na podłużne rozciąganie próbek zestawu # 1, mimo ich różnej konfiguracji katowej jest niemal taka sama - różnica między skrajnymi wartościami nie przekracza 4.5%, co wynika ze stosunkowo małego udziału objętościowego warstw uszkodzonych (0.4) w ogólnej objętości laminatu. Wyniki podane w Tab. 3 pozwalają stwierdzić, że również w tym przypadku stopień uszkodzenia warstw  $\pm\alpha$  nie wpływa na wytrzymałość podłużną próbek.

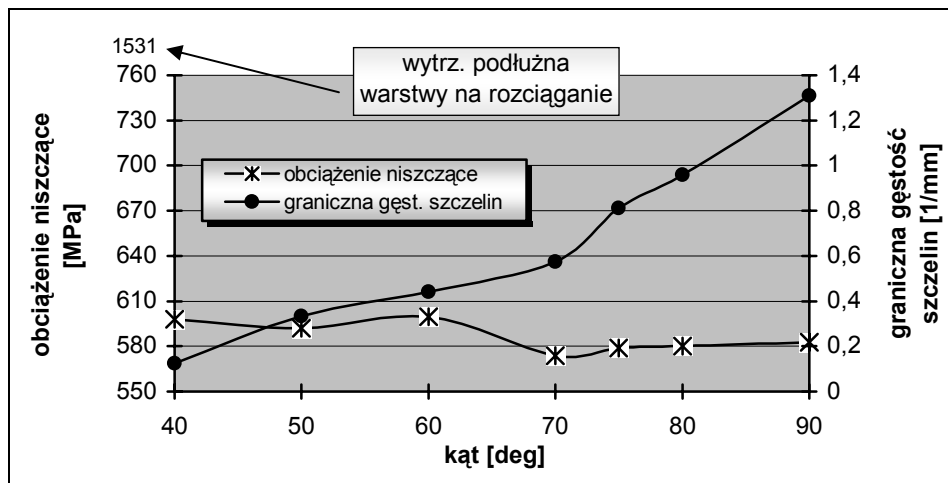
Wykres zależności między wytrzymałością podłużną na rozciąganie i średnią gęstością szczelin przy zniszczeniu dla próbek katowych pokazano na Rys. 11.

**Tab. 3.** Wartości graniczne obciążenia  $F_{ult}$ , naprężenia  $\sigma_{ult}$ , odkształcenia podłużnego  $\varepsilon_{Lult}$ , odkształcenia poprzecznego  $\varepsilon_{Tult}$  i średniej gęstości szczelin  $\rho_{ult}$ .

Próbka			Charakterystyki graniczne				
#	Nazwa	Kod	$F_{ult}$ [kN]	$\sigma_{ult}$ [MPa]	$\varepsilon_{Lult}$ [%]	$\varepsilon_{Tult}$ [%]	$\rho_{ult}$ [1/mm]
1	A	[-20/20/90 <sub>2</sub> /-20/20/90 <sub>2</sub> /-20/20] <sub>s</sub>	35.0	582.7	0.82	0.148	1.310
	B	[-20/20/-80 <sub>2</sub> /-20/20/80 <sub>2</sub> /-20/20] <sub>s</sub>	33.9	580.0	0.85	0.166	0.960
	C	[-20/20/-75 <sub>2</sub> /-20/20/75 <sub>2</sub> /-20/20] <sub>s</sub>	35.1	579.0	0.83	0.219	0.812
	D	[-20/20/-70 <sub>2</sub> /-20/20/70 <sub>2</sub> /-20/20] <sub>s</sub>	34.6	573.6	0.86	0.271	0.573
	E	[-20/20/-60 <sub>2</sub> /-20/20/60 <sub>2</sub> /-20/20] <sub>s</sub>	36.5	599.5	0.93	0.495	0.440
	G	[-20/20/-50 <sub>2</sub> /-20/20/50 <sub>2</sub> /-20/20] <sub>s</sub>	34.3	592.2	0.99	0.816	0.333
	H	[-20/20/-40 <sub>2</sub> /-20/20/40 <sub>2</sub> /-20/20] <sub>s</sub>	34.5	598.1	1.00	1.298	0.125
	2	1	[0/90] <sub>s</sub>	10.9	914.3	1.12	0.045
2		[0/90 <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	10.3	557.1	1.10	0.016	1.083
3		[0/90 <sub>3</sub> ] <sub>s</sub>	10.2	416.7	1.07	0.011	0.860
4		[0/90 <sub>4</sub> ] <sub>s</sub>	10.2	335.0	1.07	0.004	0.710



**Rys. 10.** Obciążenie niszczące i gęstość szczelin przy zniszczeniu w funkcji ilości warstw poprzecznych w laminacie  $[0/90_n]_s$ .



Rys. 11. Obciążenie niszczące i gęstość szczelin przy zniszczeniu w funkcji kąta warstwy uszkodzonej (zestaw próbek #1).

Uwzględniając wyniki pokazane na Rys. 11 można przypuścić, że uszkodzenia warstw  $\pm\alpha_2$  nie wpływają istotnie na wytrzymałość laminatu. Wspomnijmy, że uszkodzone warstwy mają silne więzy ze strony warstw nieuszkodzonych, co łącznie ze wspomnianym małym współczynnikiem objętościowego udziału warstw z pęknięciami może stanowić uzasadnione wytłumaczenie powyższego przypuszczenia.

## 6.2 Odształcenia podłużne i poprzeczne przy zniszczeniu

Odształcenia liniowe na kierunku siły (odksz. podłużne) i na kierunku prostopadłym do siły (odksz. poprzeczne) oraz gęstość szczelin w warstwach uszkodzonych, odpowiadające zniszczeniu próbek krzyżowych, przedstawiono w Tab. 3 i na Rys. 12.

Odształcenia podłużne przy zniszczeniu  $\varepsilon_{Lult}$  dla próbek zestawu # 2 przekraczały 1% i w małym stopniu zależały od grubości, a także gęstości szczelin w warstwie  $90^\circ$ . Decydującą rolę odgrywały w tym względzie nieuszkodzone "okładki"  $0^\circ$ . Odształcenia poprzeczne  $\varepsilon_{Tult}$  - w przeciwieństwie do podłużnych - były znikomo małe ( $0.045\% \pm 0.004\%$ ) i silnie zależne od grubości warstwy  $90^\circ$ . Jest to skutek dużej sztywności tej warstwy (rosnącej ze wzrostem grubości) w kierunku poprzecznym do obciążenia, która zasadniczo utrudnia powstawanie odkształceń poprzecznych. Pękająca matryca nie ma tu większego wpływu, a decydująca rola przypada nieuszkodzonym i sztywnym włóknom.

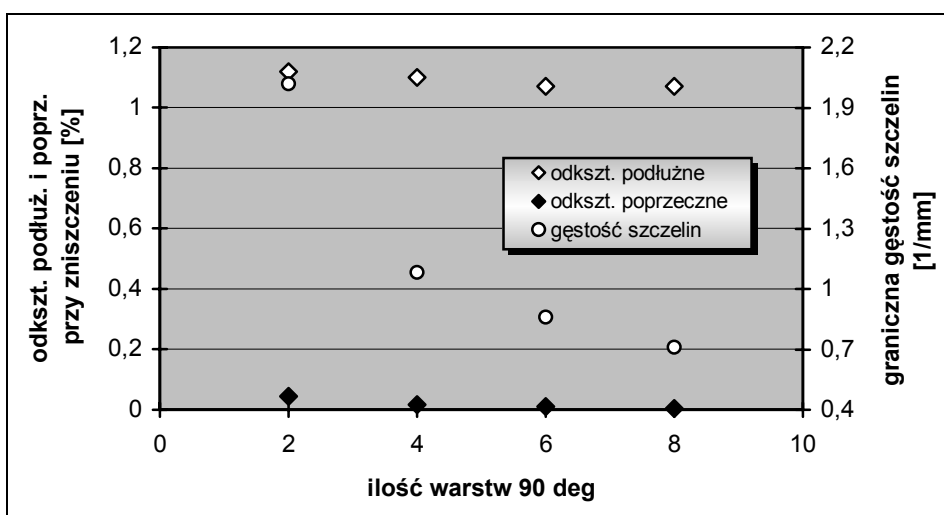
Odształcenia podłużne i poprzeczne wraz z gęstością szczelin w warstwach uszkodzonych, odpowiadające zniszczeniu próbek kątowych, podano w Tab. 3 i na Rys. 13.

Z rezultatów podanych w Tab. 3 widać, że dla próbek zestawu # 1 rosnącym wartościom odkształceń niszczących, tak podłużnych, jak i poprzecznych, towarzyszą malejące graniczne gęstości szczelin. Należy zatem uznać, że o wartościach odkształceń niszczących decyduje w tym przypadku sekwencja warstw, a uszkodzenia rozwijające się w laminacie mają nieistotne znaczenie, jeżeli w ogóle.

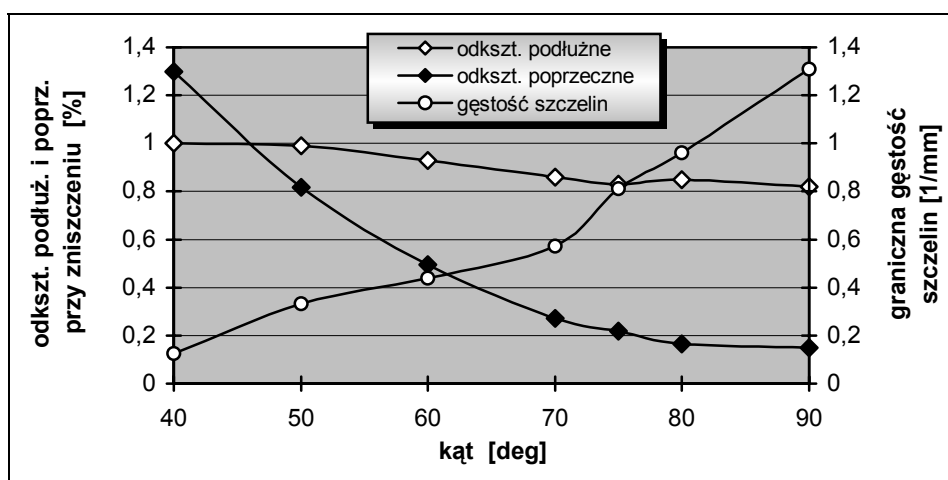
Im mniejszy jest kąt  $\alpha$  określający położenie warstwy uszkodzonej, tym graniczne odkształcenie podłużne jest większe (dla warstwy  $40^\circ$   $\varepsilon_{Lult}=1\%$ , a dla warstwy  $90^\circ$   $\varepsilon_{Lult}=0.82\%$ ). Można to uzasadnić naturalną tendencją włókien nachylonych względem kierunku obciążenia do zmniejszania kąta nachylenia przy wzrastającym obciążeniu rozciągającym. Potwierdzają to wartości granicznych odkształceń poprzecznych  $\varepsilon_{Tult}$ , które zachowują się analogicznie do odkształceń podłużnych. Jedynie wrażliwość  $\varepsilon_{Tult}$  na

zmniejszanie kąta jest wyraźnie większa w porównaniu z  $\varepsilon_{Lult}$  (dla warstwy  $40^\circ$  -  $\varepsilon_{Tult}=1.3\%$ , podczas gdy dla warstwy  $90^\circ$   $\varepsilon_{Tult}=0.15\%$ ).

Porównanie wykresów pokazanych na Rys. 12 i Rys. 13 prowadzi do interesującej obserwacji, a mianowicie takiej, że w przypadku próbek krzyżowych zmniejszaniu się granicznych wartości odkształceń podłużnych i poprzecznych towarzyszy zmniejszanie się gęstości szczelin (ale rośnie objętościowy udział warstw uszkodzonych), natomiast dla próbek kątowych relacja jest odwrotna (przy stałym udziale objętościowym warstw uszkodzonych). Te w pewnym sensie przeciwne wyniki mogą pośrednio wskazywać na niezależność odkształceń przy zniszczeniu od rozwijających się uszkodzeń matrycy.



**Rys. 12.** Odkształcenie podłużne, poprzeczne i gęstość szczelin przy zniszczeniu w funkcji ilości warstw poprzecznych w laminacie  $[0/90_n]_s$ .



**Rys. 13.** Odkształcenie podłużne, poprzeczne i gęstość szczelin przy zniszczeniu w funkcji kąta warstwy uszkodzonej (zestaw próbek # 1).

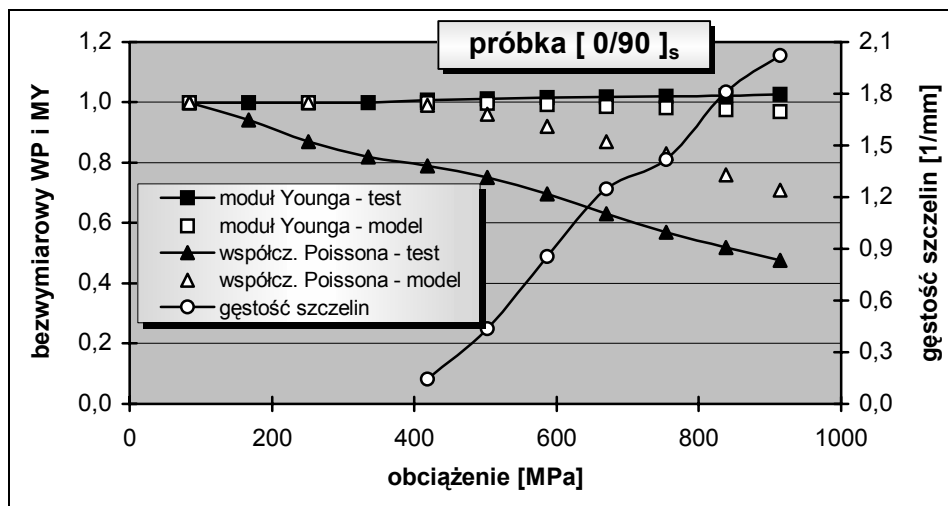
### 6.3 Podłużny moduł Younga (MY) i współczynnik Poissona (WP)

Na Rys. 14 i Rys. 15 pokazano zmiany podłużnego modułu Younga (MY) i większego współczynnika Poissona (WP) w funkcji obciążenia dla próbek, odpowiednio,  $[0/90]_s$  i  $[0/90_4]_s$ . W obu przypadkach są to wielkości bezwymiarowe tzn. odniesione do wartości

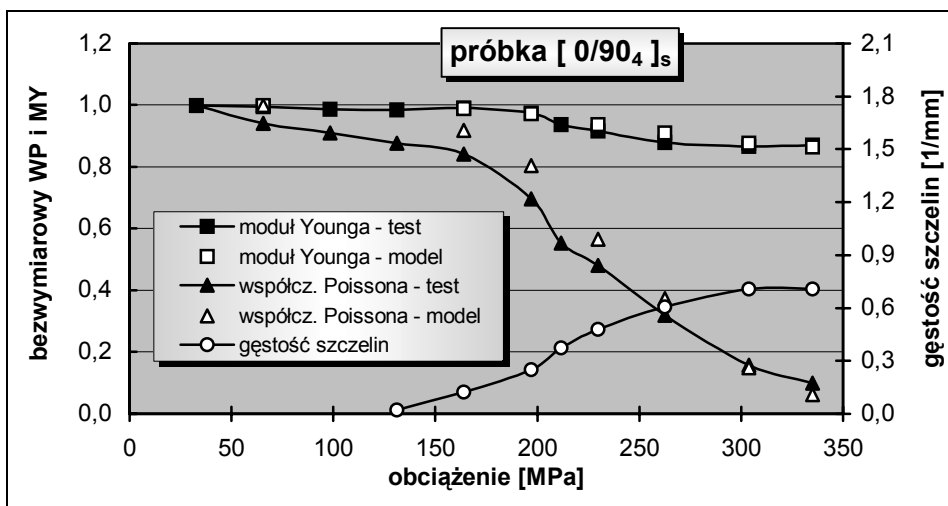
początkowych. Na rysunku tym pokazano także zmianę gęstości szczelin w warstwie 90°.

Zmniejszenie wartości WP wynosi ok. 50% w próbce  $[0/90]_s$  i aż 90% w przypadku próbki  $[0/90_4]_s$ . Jakkolwiek redukcja WP występuje już przy małym obciążeniu, to jest znacznie wyraźniejsza, gdy przyrostowi obciążenia zaczyna towarzyszyć proces pęknięcia matrycy w warstwie poprzecznej.

Podłużny MY jest znacznie mniej wrażliwy na przyrost obciążenia i związaną z tym zmianę gęstości szczelin. Redukcja początkowej wartości MY wynosi ok. 13% dla próbki  $[0/90_4]_s$  i 7% dla próbek # 2 i # 3. Bardzo podobne wartości uzyskał Allen i in. [4] dla laminatu kompozytowego grafit/epoksyd AS4/3502.



**Rys. 14.** Bezwymiarowy podłużny moduł Younga, współczynnik Poissona i gęstość szczelin w funkcji obciążenia dla laminatu  $[0,90]_s$ .



**Rys. 15.** Bezwymiarowy podłużny moduł Younga, współczynnik Poissona i gęstość szczelin w funkcji obciążenia dla laminatu  $[0,90_4]_s$ .

W przypadku próbki  $[0/90]_s$  nie stwierdzono zmniejszenia modułu, a wręcz jego nieznaczny wzrost (maks. 2.5%). Przyczyną tego efektu mogły być bardzo krótkie szczeliny biegnące wzdłuż granicy warstw 0/90, wychodzące z wierzchołków szczelin wewnątrzwarstwowych, wywołujące częściową delaminację na krawędziach próbki. Biorąc pod uwagę to, że warstwa 90° zmniejsza moduł podłużny laminatu poprzecznego w

porównaniu z jego wartością dla warstwy jednokierunkowej  $0^\circ$ , a także to, że czujniki umieszczone były na powierzchni warstwy  $0^\circ$ , można przyjąć częściowe rozwarstwienie laminatu za przyczynę nieznacznego wzrostu wartości zmierzonego podłużnego MY.

Warto zauważyć, że redukcja charakterystyk inżynierskich jest największa dla próbek o największej grubości, podczas gdy gęstość szczelin w takich próbkach jest najmniejsza. Tak więc zmiany sztywności zależą nie tylko od stanu uszkodzeń, ale także od objętościowego udziału warstwy uszkodzonej w całkowitej objętości elementu laminatowego.

Na Rys. 16, Rys. 17 i Rys. 17 pokazano zmiany WP i MY dla próbek „A”, „C” i „H” o kodach, odpowiednio,  $[-20/20/90_2/-20/20/90_2/-20/20]_s$ ,  $[-20/20/75_2/-20/20/75_2/-20/20]_s$  i  $[-20/20/-40_2/-20/20/40_2/-20/20]_s$ , należących do zestawu # 1. Widoczne są istotne różnice jakościowe między zachowaniem się tych próbek i próbek krzyżowych.

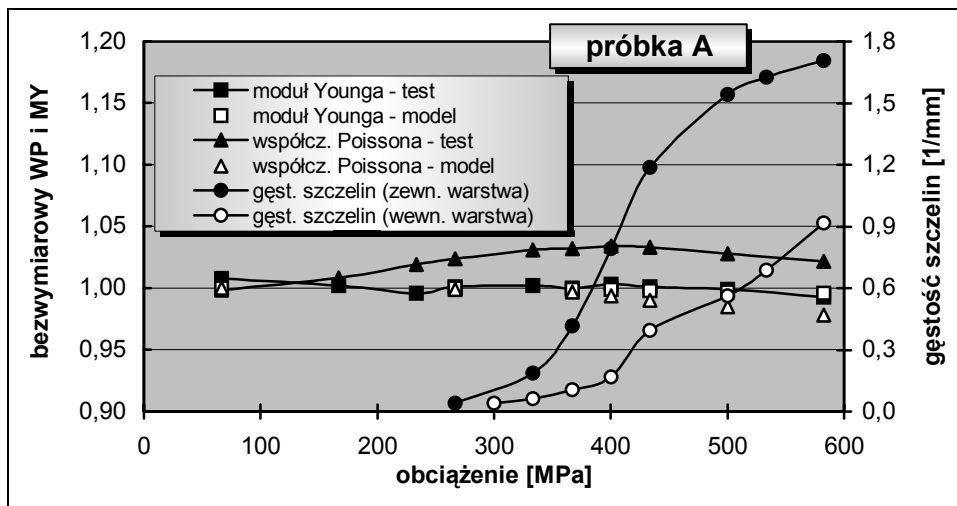
Wbrew oczekiwaniom, wraz ze wzrostem obciążenia i zarazem gęstości szczelin w warstwach  $\pm\alpha$  ( $\alpha=90^\circ$  dla próbki „A”,  $\alpha=75^\circ$  dla próbki „C”,  $\alpha=40^\circ$  dla próbki „H”), stwierdzono nie spadek, lecz wzrost wartości współczynnika Poissona. Odnosi się to również do pozostałych próbek zestawu # 1. Dla próbki „A”, w której zanotowano największą ilość szczelin, wynosił on maksymalnie 3.5%, zaś dla próbki „H” wykazującej jedynie pojedyncze pęknięcia - 18 %. Należy stąd wnioskować, że wzrost współczynnika Poissona przy wzroście obciążenia związany jest z sekwencją kątową ułożenia warstw i jej wpływem na odkształcenia laminatu (bezpośrednio rzutujące na wielkość współczynnika Poissona), natomiast pęknięcia warstw  $\pm\alpha$  jedynie osłabiają ten wzrost, ale nie są w stanie spowodować bezwzględnej redukcji wartości współczynnika.

Podłużny moduł Younga dla próbki A (Rys. 16) pozostaje praktycznie na poziomie jego początkowej wartości w całym zakresie obciążenia, mimo znacznej liczby szczelin wewnątrzwarstwowych. Tak więc należy przyjąć, że nie zależy on w tym przypadku od stanu uszkodzenia laminatu. Dla próbki H (Rys. 18) stwierdzono stopniowe zmniejszanie się modułu, sięgające ok. 9% przy jej zniszczeniu. Nie należy jednak tego łączyć z uszkodzeniami, gdyż właśnie w próbce H jest ich najmniej spośród wszystkich badanych próbek kątowych.

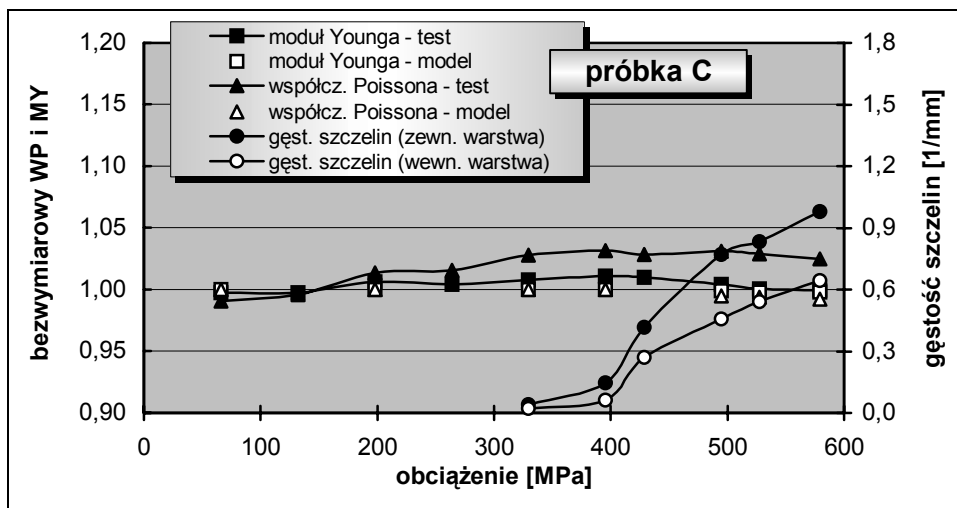
Warto dodać, że w żadnej z próbek zestawu # 1 nie zaobserwowano występowania szczelin w warstwach o wspólnej dla wszystkich próbek orientacji  $\pm 20^\circ$ , zaś w warstwach  $\pm 40^\circ$  (próbka H) stwierdzono jedynie pojedyncze szczeliny. Wynika stąd zatem, że mechanizm uszkodzania się laminatu związany z rozwojem szczelin wewnątrzwarstwowych nie ujawnia się w przypadku warstw określonych kątem mniejszym od ok.  $40^\circ$ . Uzasadnione jest przypuszczenie, że taki graniczny kąt występuje także dla innych konfiguracji laminatów.

Wykresy przedstawione na Rys. 14÷Rys. 18 świadczą, że MY prognozowany przez stosowany model teoretyczny pozostaje w bardzo dobrej zgodności z wynikami doświadczalnymi dla wszystkich próbek krzyżowych i większości próbek kątowych. Wyniki doświadczalne i uzyskane z modelu obliczeniowego różnią się nie więcej niż 10%. Dla pełnego obrazu należy jednak zaznaczyć, że w analizowanych próbkach kątowych zależność MY od gęstości szczelin – jak to już wspomniano wcześniej - jest problematyczna.

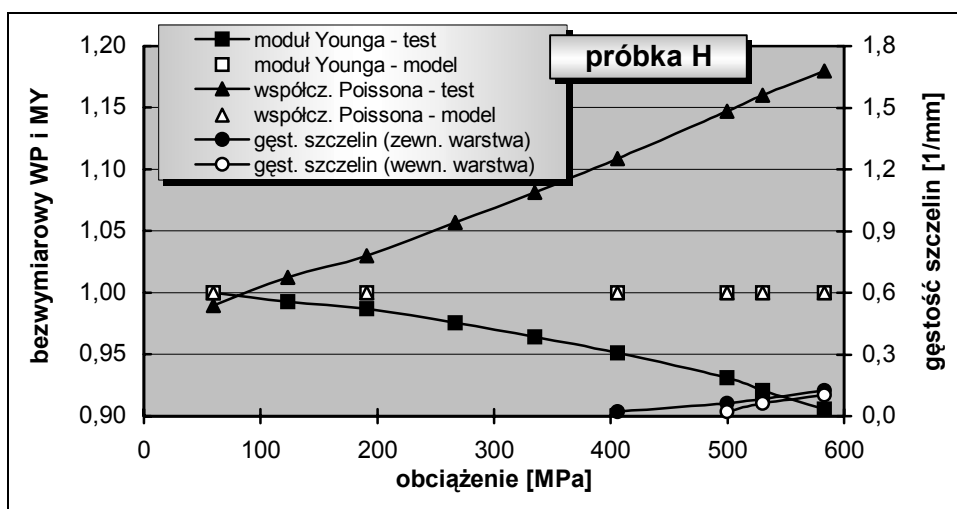
Zgodność obliczonych i pomierzonych wartości WP nie jest w ogólnym przypadku tak dobra, jak w odniesieniu do MY, lecz wyraźnie lepsza niż przy wykorzystaniu MCDS. W próbkach krzyżowych maksymalna różnica nie przekracza 30%, ale w większości przypadków jest znacznie mniejsza. W próbkach kątowych rezultaty były jakościowo odmienne od tych dla próbek krzyżowych. Zamiast zmniejszania WP przy wzroście obciążenia i gęstości szczelin zaobserwowano jego stopniowy przyrost - zawarty był on w zakresie 3÷18 %. Wydaje się za słuszne przyjąć, iż jest on spowodowany sekwencją kątową warstw i nie może być reprezentatywny dla innych konfiguracji.



Rys. 16. Bezwymiarowy podłużny moduł Younga, współczynnik Poissona i gęstość szczelin w funkcji obciążenia dla laminatu „A” [-20/20/90<sub>2</sub>/-20/20/90<sub>2</sub>/-20/20]<sub>s</sub>.



Rys. 17. Bezwymiarowy podłużny moduł Younga, współczynnik Poissona i gęstość szczelin w funkcji obciążenia dla laminatu „C” [-20/20/-75<sub>2</sub>/-20/20/75<sub>2</sub>/-20/20]<sub>s</sub>.



Rys. 18. Bezwymiarowy podłużny moduł Younga, współczynnik Poissona i gęstość szczelin w funkcji obciążenia dla laminatu „H” [-20/20/-40<sub>2</sub>/-20/20/40<sub>2</sub>/-20/20]<sub>s</sub>.

## 7 WNIOSKI KOŃCOWE

Przedstawione w pracy wyniki badań doświadczalnych, jak i wyniki teoretyczne, a dotyczące wpływu szczelin wewnątrzwarstwowych w laminatach węglowo/epoksydowych o różnych orientacjach, na ich wytrzymałość, odkształcenia niszczące i charakterystyki inżynierskie pozwalają stwierdzić, że:

- nie stwierdzono znaczącego wpływu uszkodzeń warstwy  $90^\circ$  w laminatach krzyżowych i warstw  $\pm\alpha$  w laminatach kątowych na wytrzymałość podłużną tych laminatów,
- poprzeczne i podłużne odkształcenia niszczące są praktycznie niezależne od powstających szczelin,
- dla laminatów krzyżowych, zarówno moduł Younga, jak i współczynnik Poissona ulegają redukcji na skutek uszkodzeń wewnątrzwarstwowych w warstwie  $90^\circ$ . Współczynnik Poissona jest znacznie bardziej czuły na zmianę gęstości szczelin niż moduł Younga,
- dla laminatów o badanej orientacji kątowej, wpływ rozwijających się uszkodzeń na charakterystyki inżynierskie jest znikomy (jeżeli w ogóle występuje). Wbrew narastającym uszkodzeniom, zaobserwowano wzrost wartości współczynnika Poissona. Redukcję modułu Younga zaobserwowano jedynie dla pewnych orientacji próbek, nie stwierdzono jednak, aby spowodowana była obecnością szczelin wewnątrzwarstwowych,
- porównanie rezultatów teoretycznych z doświadczalnymi wykazało ich dobrą zgodność, szczególnie w przypadku laminatów krzyżowych (w tym wypadku można mówić o znakomitej zgodności). Niezależnie od konfiguracji laminatu lepszą zgodność wyników uzyskano w przypadku podłużnego modułu sprężystości, w przypadku współczynnika Poissona była ona nieco gorsza,
- w kilku przypadkach laminatów kątowych, model teoretyczny nie był w stanie prawidłowo opisać wyników doświadczalnych, co należy wiązać z tym, że zmiana charakterystyk sprężystych nie była w tych przypadkach stowarzyszona z niemal niewystępującym pękaniem matrycy. Dla bardzo małych gęstości szczelin model teoretyczny musi prowadzić do rezultatów takich, jakie otrzymuje się dla materiału bez uszkodzeń i w istocie tak właśnie jest,
- wyniki uzyskane dzięki zastosowanemu modelowi teoretycznemu są wyraźnie lepsze niż te, które daje wspomniana wcześniej procedura oparta na MCDS,
- przy formułowaniu jednoznacznych sądów i szacunków odnośnie wpływu uszkodzeń laminatów kompozytowych na ich własności wytrzymałościowe i sztywnościowe należy zachować daleko idącą ostrożność, a wnioski prawdziwe dla określonej klasy laminatów nie muszą być prawdziwe dla innej klasy

## 8 LISTA CYTOWANYCH PRAC

1. Adkins J. E., Dynamic Properties of Resilient Materials: Constitutive Equations, Phil. Trans. Roy. Soc. A 250, pp. 519-541, 1958.
2. Adkins, J. E., Symmetry Relations for Orthotropic and Transversely Isotropic Materials, Arch. Rational Mech. Anal., Vol.4, pp. 193-213, 1959.
3. Allen, D. H., Harris, C. E., Groves, S. E., A Thermomechanical Constitutive Theory for Elastic Composites with Distributed Damage - I. Theoretical Development, Int. J. Solids Structures, Vol. 23, pp. 1301-1318, 1987.

4. Allen, D. H., Harris, C. E., Groves, S. E., A Thermomechanical Constitutive Theory for Elastic Composites with Distributed Damage - II. Application to Matrix Cracking in Laminated Composites, *Int. J. Solids Structures*, Vol. 23, pp. 1319-1338, 1987.
5. Beaumont P. W., R., The Mechanics of Damage in Structural Composite Materials, in: *Fracture and Damage Mechanics of Composite Materials*, Technomic Publishing AG, 1992.
6. Gdoutos E. E., *Fracture Mechanics - an Introduction*, Kluwer Academic Publ., 1993.
7. German J., Intralaminar Damage in Fiber-Reinforced Polymeric Matrix Laminates, in: *Materials Ageing and Component Life Extension*, Vol. I, ed.: V. Bicego *et al.*, Engineering Materials Advisory Services Ltd., U.K., pp. 155-164, 1995.
8. German J., *Podstawy Mechaniki Kompozytów Włóknistych*, Wydawnictwo Politechniki Krakowskiej, ISBN 83-903878-4-0, pp. 282, 1996.
9. German J., „Zastosowanie Mechaniki Uszkodzeń do Opisu Pęknięć Wewnątrzwarstwowych Laminatów”, *Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika* 62, str. 147-154, Kielce, 1997.
10. German J., Wytrzymałość Kompozytów Warstwowych (referat generalny), Konferencja Krajowa „Komputerowe Wspomaganie Projektowania Kompozytów do Celów Cywilnych i Wojskowych”, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, pp. 43-64, Warszawa, 1999.
11. German J., Zmiany Sztywności Laminatów w Wyniku Pęknięcia Wewnątrzwarstwowego Matrycy, *Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika* 68, str. 129-140, Kielce, 1999.
12. German J., Zmiany Sztywności Laminatów w Wyniku Pęknięcia Wewnątrzwarstwowego Matrycy, *Przegląd Mechaniczny, SIMP*, zeszyt 5-6/00, str. 13-17, Warszawa, 2000.
13. German J., Stiffness changes in fiber-reinforced polymeric matrix laminates caused by intralaminar damage, in: *ECF 14, Fracture Mechanics Beyond 2000*, Vol. I/III, ed.: A. Neimitz *et al.*, EMAS Publications U.K., pp. 599-606, 2002.
14. German J., Constitutive Relation for an Orthotropic Body with Damage, *Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika* 78, pp. 153-162, Kielce, 2003.
15. Gudmundson P., Zang W., An Analytical Model For Thermoelastic Properties Of Composite Laminates Containing Transverse Matrix Cracks, *Int. J. Solids Structures*, Vol. 30, No 23, pp. 3211-3231, 1993.
16. Highsmith A. L., Reifsnider K. L., Stiffness-Reduction Mechanisms in Composite Laminates, *Damage in Composite Materials*, ASTM STP 775, Ed. Reifsnider K. L., American Society for Testing and Materials, pp. 103-117, 1982.
17. Jones R. M., *Mechanics of Composite Materials*, McGraw-Hill Kogakusha Ltd., 1975.
18. Lim S. G., Hong C. S., Prediction of Transverse Cracking and Stiffness Reduction in Cross-Ply Laminated Composites, *J. Composite Materials*, pp. 695-713, 1989.
19. Reifsnider K. L., Henneke E. G., Stinchcomb W. W., Duke J. C., *Damage Mechanics and NDE of Composite Laminates*, *Mechanics of Composite Materials, Recent Advances*, eds. Z. Hashin and C. T. Herakovich, Pergamon Press, pp. 399-420, 1983.
20. Rivlin R. S., Ericksen J. L., *J. Rational Mech. Anal.*, Vol. 4, 323, 1955.
21. Sih G. C., Chen E. P., *Cracks in Composite Materials*, Martinus Nijhoff Publishers, 1981.
22. Spencer A. J. M., Theory of Invariants, in: *Continuum Physics*, ed. A. C. Eringen, Vol.1, Mathematics, Academic Press, pp.239-353, 1971.
23. Talreja R., *Fatigue of Composite Materials*, Technomic Publishing Company, Lancaster, 1987.
24. Toftegaard H., Fibre Composites Edge Polishing of Fibre Composite Tensile Test Specimens, *Structure, Struers Metallographic News*, No.13, pp. 14-15, 1986.
25. Tsai S. W., Hahn T., *Introduction to Composite Materials*, I ed. Technomic Publishing Company Inc., 1980.
26. Vakulenko A. A., Kachanov M. L., *Kontynualnaja Teorija Sredy s Treszczinami*, *Mechanika Tverdogo Tela*, No.4, pp.159-166, 1971.