

MIKROMECHANICZNE MODELOWANIE NIELINIOWEJ CHARAKTERYSTYKI ODKSZTAŁCENIE-NAPRĘŻENIE DLA KOMPOZYTU SZKLANO-EPOKSYDOWEGO ŚCISKANEGO W POPRZEK WŁÓKIEN

Marek ROMANOWICZ*

*Katedra Mechaniki i Informatyki Stosowanej, Wydział Mechaniczny, Politechnika Białostocka, ul. Wiejska 45 C, 15-351 Białystok

markerom@pb.edu.pl

Streszczenie: Praca dotyczy wyznaczania, na podstawie modeli mikromechanicznych, nieliniowej charakterystyki odkształcenie-napężenie dla kompozytu szklano-epoksydowego ściskanego w poprzek włókien. W pracy wykorzystano heksagonalny element reprezentatywny (RVE) uwzględniający istnienie interfejsy oraz metodę elementów skończonych (MES). W celu identyfikacji mechanizmów zniszczenia rozpatrzono trzy modele numeryczne. Przyjęto założenie, że nieliniowość krzywej ściskania jest efektem złożonego mechanizmu pęknięcia kompozytu w wyniku plastycznego ścinania matrycy i interfejsy połączonego z odklejaniem się włókien na granicy interfejsu. Wymienione efekty modelowano za pomocą kryterium Coulomba, przyjmując w tym celu różne naprężenia krytyczne matrycy, interfejsy i interfejsu. Adekwatność modeli mikromechanicznych MES oceniono na podstawie porównania wyznaczonych numerycznie krzywych ściskania z danymi eksperymentalnymi dla kompozytu szklano-epoksydowego.

1. WPROWADZENIE

W rzeczywistych konstrukcjach kompozytowych nie można uniknąć obciążeń poprzecznych do kierunku wzmocnienia, a w tym szczególnie często mamy do czynienia z poprzecznym ściskaniem. Badania eksperymentalne pokazują, że krzywa odkształcenia ma w tym przypadku charakter nieliniowy. Zniszczenie jednokierunkowo wzmocnionych kompozytów pod wpływem poprzecznego ściskania jest efektem działania dwóch jednoczesnych mechanizmów, tj. plastycznego ścinania matrycy oraz odklejania się włókien (ang. debonding) na granicy interfejsu (Gonzalez i Lorca, 2007). Należy zaznaczyć, że zniszczenie matrycy nie zachodzi w warunkach czystego ściskania i co się z tym wiąże jej ścinanie nie następuje pod kątem 45° . Kluczową sprawą przy prognozowaniu wytrzymałości na poprzeczne ściskanie jest zrozumienie roli poszczególnych mechanizmów zniszczenia w procesie pęknięcia oraz uwzględnienie własności wytrzymałościowych składników tworzących kompozyt w ocenie globalnej.

W wyniku nieodwracalnych reakcji chemicznych w procesie produkcyjnym kompozytów z matrycami termoutwardzalnymi tworzy się nowy składnik pomiędzy włóknem a matrycą nazywany interfazą. Do przeprowadzenia analizy mikromechanicznej w takim przypadku konieczne jest zastosowanie modelu trójskładnikowego. Trudności związane z modelowaniem interfejsy polegają na braku wiarygodnych, eksperymentalnych danych na temat jej geometrii oraz własności mechanicznych. W literaturze najczęściej przyjmuje się, że interfejsa ma własności liniowo-sprężyste, które są jednorodne (Lagache i inni, 1994; Nassehi i inni, 1993) lub zmieniają się wykładniczo wraz z oddalaniem się od granicy włókna (Wacker i inni, 1998;

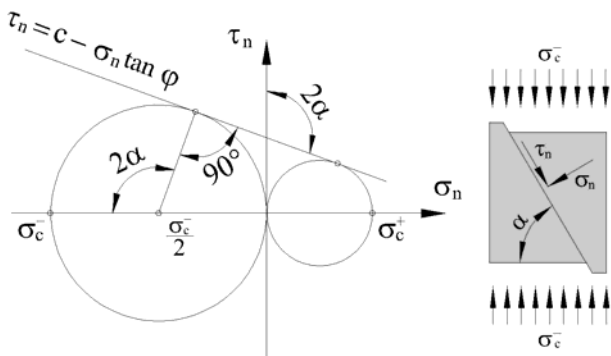
Anifantis, 2000; Yang, 2004). Przyjęcie koncepcji interfejsy pozwala poprawnie opisać mechanizm transferu obciążenia pomiędzy matrycą a włóknem w zakresie liniowo-sprężystym. Wciąż jednak, niejasna jest rola interfejsy w procesie pęknięcia oraz jej wpływ na mechanizmy zniszczenia.

W przypadku obciążeń poprzecznych do kierunku wzmocnienia o dokładności obliczania wytrzymałości na podstawie modelu mikromechanicznego decyduje również przyjęcie właściwych warunków na granicy dwóch faz, tj. na interfejsie. Trudności związane z modelowaniem procesu odklejania się włókien od matrycy wynikają stąd, że wytrzymałość adhezyjna interfejsu zależy od kombinacji wielu czynników fizykochemicznych, do których zaliczamy wiązania kowalencyjne, dyfuzję składników, chropowatość powierzchni, itp. W literaturze najczęściej zakłada się warunek nieciągłości przemieszczeń na powierzchni interfejsu, co oznacza nieidealne połączenie włókna z matrycą i modelowanie sił adhezji w funkcji przyrostu odpowiednich przemieszczeń na powierzchni interfejsu. W pierwszym przybliżeniu przyjmuje się liniowy model sprężynkowy, w którym wektor naprężeń normalnych i stycznych działających na interfejsie jest proporcjonalny do przyrostu odpowiednich przemieszczeń (Hashin, 1990; Mahiou i Beakou, 1998; Caporale i inni, 2006; Gonzalez i Lorca, 2007). W układzie biegunowym (r, θ) związanym z włóknem zależność tą zapisujemy następująco

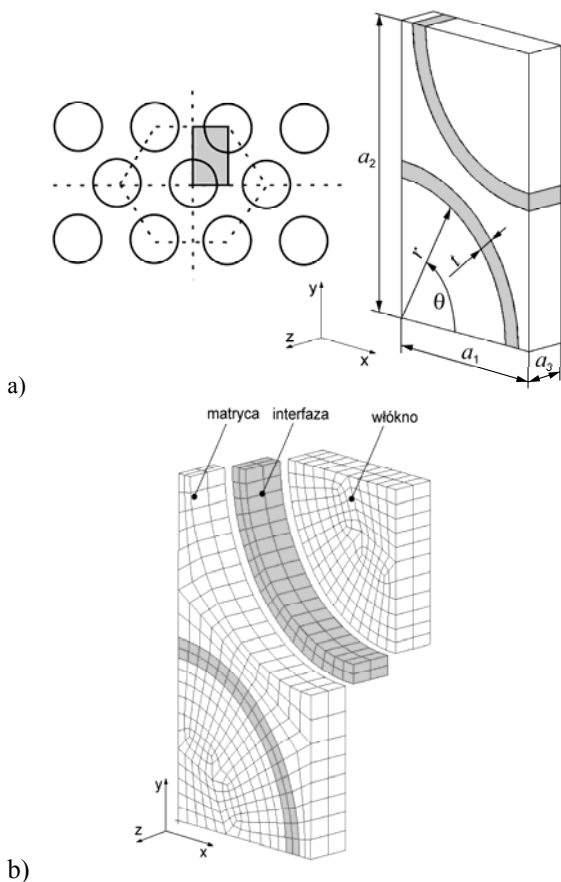
$$\sigma_r = k_r \Delta u_r, \quad \tau_{r,\theta} = k_\theta \Delta u_\theta, \quad (1)$$

gdzie: k_r, k_θ są stałymi sprężynek odpowiednio na kierunku promieniowym i stycznym. Jeżeli $k_r = k_\theta \rightarrow \infty$, to mamy do czynienia z idealnym połączeniem na interfejsie, dla którego zachodzi ciągłość przemieszczeń, natomiast waru-

nek $k_r = k_\theta \rightarrow 0$ oznacza całkowite odklejenie się włókna. W celu uniknięcia wzajemnej penetracji składników, dopuszcza się jedynie nieujemne przyrosty przemieszczeń normalnych, tj. $\Delta u_r \geq 0$. Poprawne opisanie procesu odklejania się włókna od matrycy wymaga obliczenia wartości krytycznych sił adhezji a następnie zastosowania warunków otwarcia lub poślizgu między włóknem a matrycą. W licznych pracach, np. Caporale i inni (2006) oraz Gonzalez i Lorca (2007) prognozują pękanie interfejsu w kompozytach z matrycami termoutwardzalnymi za pomocą kryterium maksymalnych naprężeń, w którym nie uwzględnia się interakcji naprężeń normalnych i stycznych na wartość krytyczną. W niniejszej pracy autor odrzuca takie podejście.



Rys. 1. Graficzna ilustracja kryterium Coulomba



Rys. 2. Model kompozytu jednokierunkowo wzmocnionego; a) 1/8 – objętości RVE o symetrii heksagonalnej, b) podział na elementy skończone

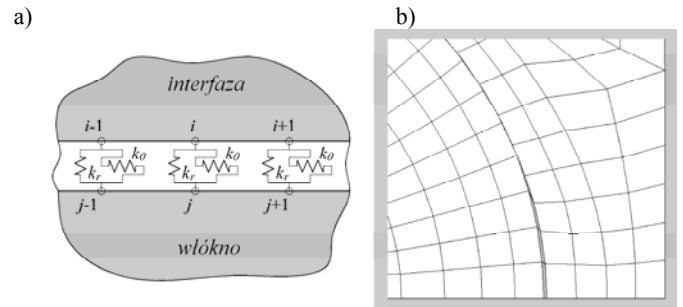
Tab. 1. Własności sprężyste faz składowych i ich udziały objętościowe

włókna*			matryca*			interfejsa		
E_f [GPa]	ν_f	V_f	E_m [GPa]	ν_m	V_m	E_{ip} [GPa]	ν_{ip}	V_{ip}
74	0.20	0.60	3.35	0.35	0.25	9.75	0.35	0.15

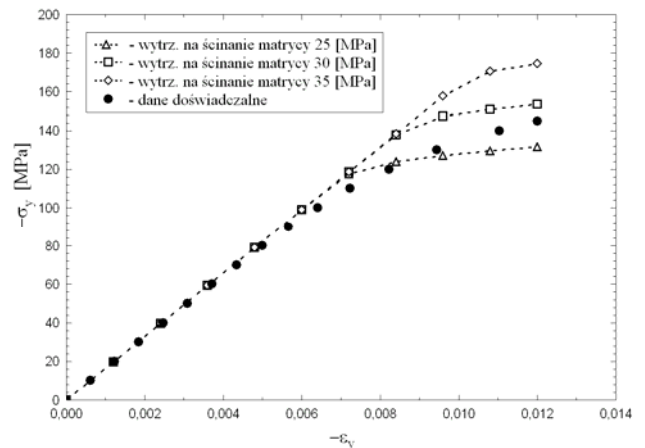
* dane doświadcz. na podstawie pracy Sodena i innych (1998)

Tab. 2. Wartości numeryczne poprzecznego modułu Younga, współczynnika Poissona, modułu Kirchhoffa oraz ich procentowa odchyłka od wartości doświadczalnych

E_T [GPa]	ν_T	G_T [GPa]
16.2	±0.17%	5.79
		±2.68%



Rys. 3. Model interfejsu; a) sprężynki modelujące normalne i styczne siły adhezji, b) zwielokrotnione odkształcenie siatki MES w obszarze interfejsu



Rys. 4. Krzywe ściskania w poprzek włókien kompozytu szklano epoksydowego otrzymane dla idealnego połączenia włókna z interfejsą, $k_r = k_\theta \rightarrow \infty$ oraz dla nieskończonej wytrzymałości interfejsu na ścinanie, $c_{ip} = \infty$; wyniki doświadczalne na podstawie pracy Sodena i innych (1998)

Celem artykułu jest opisanie wpływu interfejsu i jej nie-idealnego połączenia z włóknem na modelowanie sprężysto-plastycznego zachowania się warstwy kompozytu szklano-epoksydowego przy ściskaniu w poprzek włókien. Ocenę wyżej wymienionych efektów przeprowadzono na podstawie porównania wyznaczonej numerycznie i eksperymentalnie krzywej ściskania. W pracy przyjęto tezę, że zniszczenie kompozytu w wyniku poprzecznego ściskania jest zjawiskiem lokalnym i do jego opisu konieczne jest uwzględnienie efektów mikrostrukturalnych. Z uwagi na brak modeli analitycznych efekty te modelowano numerycznie wykorzystując reprezentatywny element objętościowy. Standardowym podejściem do prowadzenia analiz

mikromechanicznych na strukturach periodycznych jest pojedyncza komórka oraz metoda elementów skończonych (MES). Zastosowanie pojedynczej komórki oznacza, że rzeczywistą strukturę kompozytu jednokierunkowo wzmocnionego z losowo ułożonymi włóknami opisujemy fikcyjnym kompozytem z periodycznie ułożonymi włóknami.

Rozwój modeli mikromechanicznych, w których reprezentatywny element objętościowy (RVE) zawiera pojedynczą komórkę, a nie pewien zbiór losowo rozłożonych włókien, jest szczególnie ważne w praktyce inżynierskiej, w której jak wiadomo kładzie się nacisk na stosowanie prostych modeli obliczeniowych.

2. MODEL MIKROMECHANICZNY MES

Uśrednione własności mechaniczne ośrodków niejednorodnych mogą być wyznaczane metodą numerycznej homogenizacji na podstawie własności mechanicznych ich składników. Zgodnie z tą ideą, w celu opisanego sprężysto-plastycznego ściskania kompozytu szklano-epoksydowego w poprzek włókien, w niniejszej pracy wykorzystano model mikromechaniczny MES.

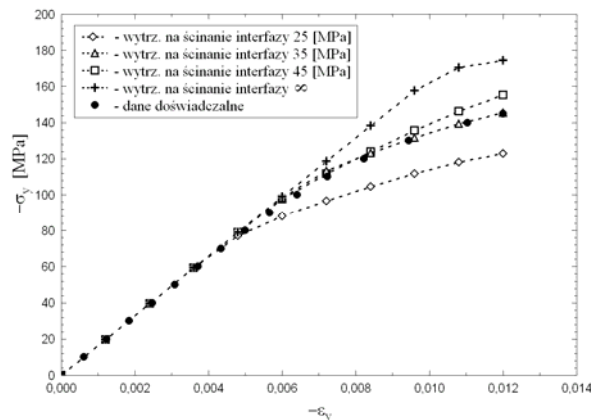
Do modelowania przyjęto kompozyt z włóknami szklanymi Silenka 1200tex i matrycą epoksydową MY750/HY917/DY063 (Soden i inni, 1998). Własności sprężyste faz składowych oraz ich udziały objętościowe zebrano w tabeli 1. W przypadku interfejsu, jej własności sprężyste określono w wyniku numerycznej identyfikacji. Identyfikacja ta polegała na takim dobraniu jej modułu Younga E_{ip} , aby poprzeczne stałe sprężystości całego kompozytu (tj. E_T , ν_T , G_T) wyznaczone numerycznie przy zastosowaniu modelu trójskładnikowego były możliwie jak najbardziej zbliżone do danych doświadczalnych otrzymanych przez Sodenę i innych (1998). W pracy przyjęto założenie, że interfejs i matryca mają taki sam współczynnik Poissona, $\nu_{ip} = \nu_m$. A zatem, pominięto wpływ współczynnika Poissona interfejsu ν_{ip} na własności poprzeczne całego kompozytu. Przeprowadzona procedura identyfikacji własności sprężystych interfejsu obarczona jest niewielkim błędem pokazanym w tabeli 2.

W obliczeniach numerycznych zastosowano kryterium Coulomba zarówno do prognozowania zniszczenia matrycy, interfejsu, ale także i interfejsu. Zastosowanie jednolitego podejścia, wynika z przyjęcia założenia, że o zniszczeniu wymienionych składników decyduje funkcja wektora naprężenia $f(\sigma_n, \tau_n)$ na odpowiedniej powierzchni krytycznej o normalnej n . Najprostsza postać warunku Coulomba składa się z dwóch prostych

$$f(\sigma_n, \tau_n) = \frac{|\tau_n|}{c} + \frac{\sigma_n}{c} \tan \varphi = 1, \quad (2)$$

gdzie: c jest wytrzymałością na ścinanie, a φ jest kątem tarcia wewnętrznego. Geometryczną interpretację warunku Coulomba oraz jego związek z kątem ścinania pokazano na rysunku 1. Na podstawie obserwowanych doświadczalnie kątów ścinania matrycy epoksydowej (Gonzalez i Lorca, 2007; Puck i Schurmann, 2002; Hinton i inni, 2004),

$\alpha=50^\circ-55^\circ$ przyjęto w pracy jednakowy średni kąt tarcia wewnętrznego dla matrycy, interfejsu i interfejsu, $\varphi=2\alpha-90^\circ=15^\circ$. Analizę numeryczną przeprowadzono dla naprężeń krytycznych na ścinanie matrycy $c_m=35\text{MPa}$. Ustalona wartość c_m pozwala wyznaczyć z kryterium (2) wytrzymałość matrycy epoksydowej na rozciąganie i ściskanie, odpowiednio $\sigma_m^{c+}=53.7\text{MPa}$ i $\sigma_m^{c-}=91.2\text{MPa}$. Wartości σ_m^{c+} oraz σ_m^{c-} są nieznacznie zaniżone względem wartości eksperymentalnych (np. Fiedler i inni, 2001). Na podstawie danych doświadczalnych wiadomo, że zdolność do odkształceń plastycznych żywicy epoksydowej pracującej jako matryca w kompozycie jest już wielokrotnie mniejsza. Zahamowanie odkształceń plastycznych w matrycy epoksydowej jest efektem koncentracji naprężeń i działania naprężeń resztkowych. Mając na uwadze opisane wyżej zachowanie żywicy epoksydowej można uznać wartość $c_m=35\text{MPa}$ za właściwą dla matrycy epoksydowej. Wartość naprężeń krytycznych na ścinanie interfejsu wyznaczona eksperymentalnie metodą fragmentacji przez Zhou i innych (2001) dla kompozytu szklano/epoksydowego wynosi $c_{if}=43\text{MPa}$. A zatem przyjęta w tej pracy wartość naprężeń krytycznych na ścinanie interfejsu $c_{if}=40\text{MPa}$ dobrze odpowiada wartości doświadczalnej. Parametrem zmiennym w prezentowanych obliczeniach jest natomiast wytrzymałość na ścinanie interfejsu, c_{ip} , którą przyjmowano w granicach od 25MPa do nieskończoności. Na podstawie danych doświadczalnych wiadomo, że niszczące odkształcenia poprzeczne w wybranym kompozycie przy ścisaniu wynoszą $\varepsilon_{yy}^c=1.2\%$.



Rys. 5. Krzywe ściskania w poprzek włókien kompozytu szklano-epoksydowego otrzymane dla idealnego połączenia włókna z interfejsą, $k_f = k_\theta \rightarrow \infty$; wyniki doświadczalne na podstawie pracy Sodenę i innych (1998)

Analizę numeryczną wykonano na trójwymiarowym elemencie reprezentatywnym o symetrii heksagonalnej, dla promienia włókna $r=8\mu\text{m}$. W przypadku kompozytu szklano-epoksydowego grubość interfejsu jest rzędu $1\mu\text{m}$ (Thomason, 1995; Mai i inni, 1998). W pracy wykorzystano oprogramowanie MES Patran/Nastran. Element reprezentatywny wypełniono 8-węzłowymi, 6-ściennymi elementami skończonymi (rys2). W obliczeniach numerycznych przyjęto dla matrycy oraz interfejsu model ciała sprężysto-idealnie plastycznego, natomiast dla włókna w całym zakresie pracy materiału model liniowo-sprężysty. Z uwagi

na czasochłonność obliczeń nieliniowych, w niniejszej pracy zrezygnowano z dodatkowego zagęszczenia siatki MES w obszarze interfejsu i co się z tym wiąże modelowano interfejs jako ciało jednorodne. Analizę MES wykonano w płaskim stanie odkształcenia, przyjmując następujące przemieszczeniowe warunki brzegowe

$$\begin{aligned} u_x(0, y, z) &= 0, \\ u_y(x, 0, z) &= 0, \\ u_z(x, y, 0) &= 0, \\ \int_0^{a_2} \sigma_{xx}(a_1, y, z) dy &= 0, \\ u_y(x, a_2, z) &= -\delta, \\ u_z(x, y, a_3) &= 0. \end{aligned} \quad (3)$$

Uśrednione naprężenia ściskające $\bar{\sigma}_{yy}$ i odkształcenia $\bar{\epsilon}_{yy}$ wyznaczano ze wzoru

$$\bar{\sigma}_{yy} = \frac{1}{a_1} \int_0^{a_1} \sigma_{yy}(x, a_2, z) dx, \quad \bar{\epsilon}_{yy} = \frac{-\delta}{a_2} \quad (4)$$

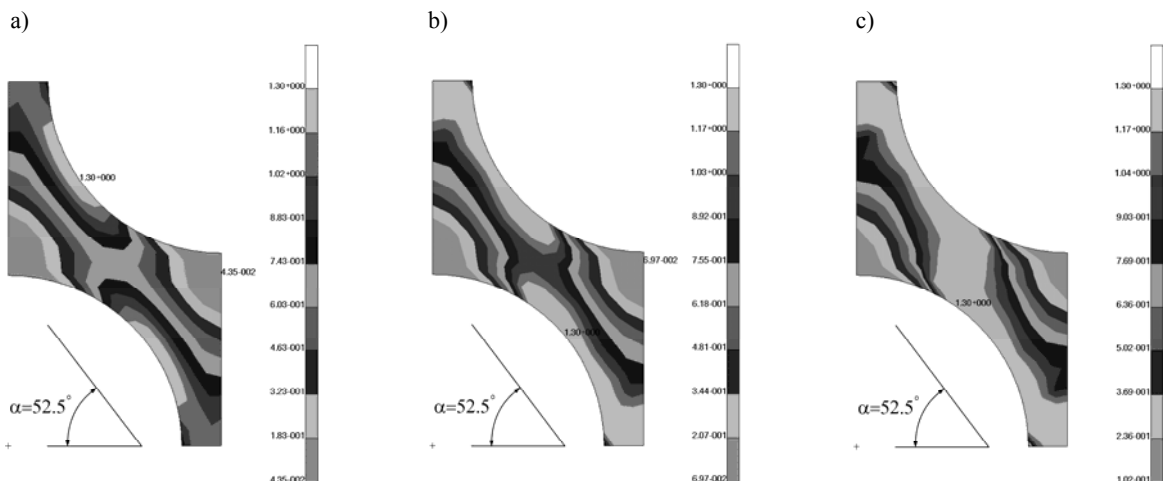
W zakresie nieliniowym przyrost odkształceń plastycznych wyznaczano na podstawie stowarzyszonego prawa płynięcia (MSC.Nastran, Handbook, 1992). Dla rozpatrywanego w pracy przypadku, postulat zachowania przez przyrost odkształceń kierunku prostopadłego do powierzchni plastyczności został spełniony i żadnych osobliwości z zastosowaniem kryterium Coulomba nie stwierdzono.

Połączenie adhezyjne na interfejsie modelowano za pomocą 2-węzłowych elementów sprężynowych zaczepionych w kierunku stycznym i normalnym, względem układu biegunowego $r\theta$ związanego z włóknem. W obliczeniach przyjęto stałe sprężynek równe średniemu modułowi Yo-

unga interfejsu, tj. $k_r = k_\theta = E_{ip}$. Po zniszczeniu połączenia adhezyjnego w danym punkcie interfejsu dopuszczają się dwa możliwe przypadki zachowania się interfejsu. Pierwszy dla $\Delta u_r > 0$, oznacza jego otwarcie i brak jakichkolwiek naprężeń, tj. $\sigma_r = \sigma_\theta = 0$, drugi natomiast dla $\Delta u_r = 0$, oznacza poślizg bez tarcia i obecność ujemnych naprężeń normalnych, tj. $\sigma_r < 0$. W celu zapewnienia warunków poślizgu między interfejsą a włóknem oraz uniknięcia wzajemnej ich penetracji, w modelu MES zastosowano 2-węzłowe elementy kontaktowe typu GAP. W obliczeniach przyjęto wartość $10^3 E_m$ jako tzw. sztywność gwarantującą zamknięcie elementu kontaktowego. Pracę elementów kontaktowych można ocenić na podstawie rysunku 3, na którym pokazano zdeformowaną siatkę MES w przypadku otwarcia i poślizgu na interfejsie.

3. WYNIKI I DYSKUSJA

Przypadek 1. W pierwszym etapie oceny roli sztywnej interfejsu w mechanizmie zniszczenia kompozytu szklano-epoksydowego wykonano obliczenia przy założeniu, że interfejsa nie ulega plastycznym odkształceniom oraz, że istnieje idealne połączenie na interfejsie. A zatem przyjęto uproszczenie, że nieliniowość krzywej ściskania jest efektem jedynie uplastycznienia samej matrycy. Wyniki modelowania i ich porównanie z danymi eksperymentalnymi pokazano na rysunku 4. Zgodnie z oczekiwaniem, wraz ze wzrostem wytrzymałości na ścinanie matrycy, $c_m = 25, 30, 35 \text{ MPa}$, zakres pracy liniowo-sprężystej materiału powiększa się. Jak widać założenie idealnie sprężystej pracy interfejsu nie pozwala poprawnie opisać krzywej ściskania.



Rys. 6. Przykładowa zmiana lokalnej funkcji pęknięcia $f(\sigma_n, \tau_n)$ wraz ze wzrostem obciążenia dla przypadku idealnego połączenia włókna z interfejsą ($k_r = k_\theta \rightarrow \infty$) oraz dla wytrzymałości interfejsu na ścinanie, $c_{ip} = c_m$; a) 30% obciążenia, b) 70% obciążenia, c) 100% obciążenia

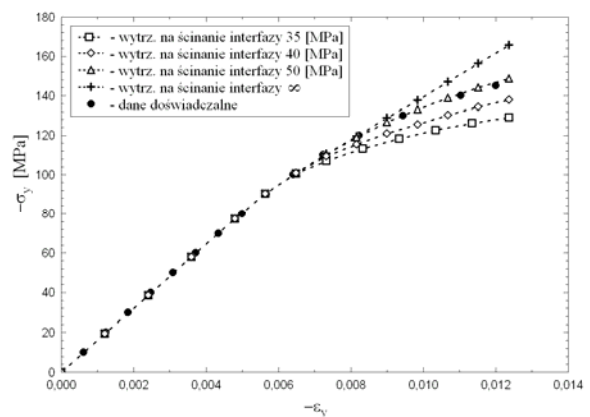
Przypadek 2. W następnym etapie analizy, dopuszczono możliwość uplastycznienia nie tylko matrycy ale również interfejsu. Wykonano obliczenia przy założeniu idealnego połączenia na interfejsie. Wyniki modelowania i ich porównanie z danymi eksperymentalnymi pokazano na

rysunku 5. Najlepsze dopasowanie krzywej numerycznej do krzywej doświadczalnej otrzymano dla wytrzymałości na ścinanie interfejsu równej wytrzymałości na ścinanie matrycy, $c_{ip} = c_m$. Wydaje się mało prawdopodobne by zmiana własności sprężystych interfejsu względem matrycy

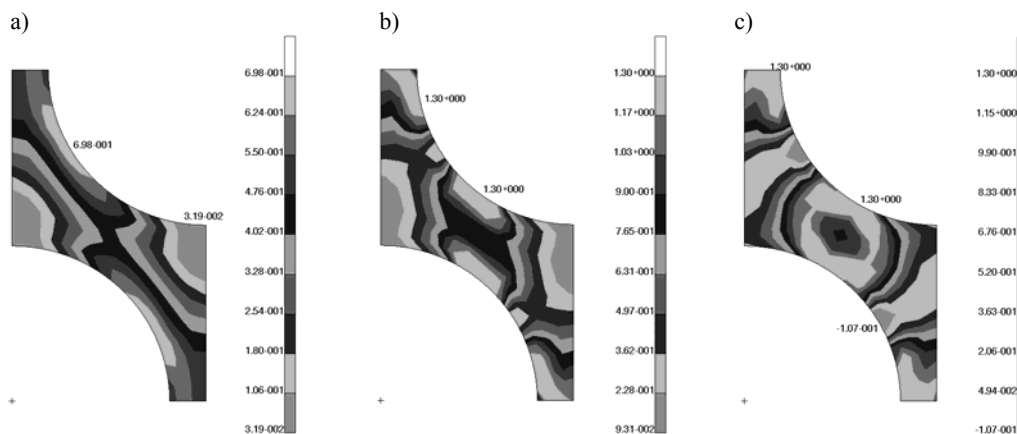
($E_{ip}/E_m=2.91$), nie spowodowała zmiany jej wytrzymałości. Należy jednak zauważyć, że w tym przypadku wytrzymałość na ścinanie interfejsu c_{ip} stanowi pewną wielkość średnią, ponieważ jej wartość musi skompensować brak efektu odklejania się włókien od interfejsu. Otrzymany dla $c_{ip}=c_m$ wynik modelowania doskonale nadaje się do wyjaśnienia mechanizmu ścinania matrycy i interfejsu. Na rysunku 6 pokazano rozwój lokalnej funkcji pęknięcia (2) w obszarze matrycy i interfejsu. Jak widać, wraz ze wzrostem obciążenia obszar uplastyczniony w przekroju RVE układa się w pasmo nachylone pod kątem $\alpha=50^\circ-55^\circ$. Należy zauważyć, że początkowa akumulacja odkształceń plastycznych, zachodząca w strefie interfejsu dla kąta $\theta=30^\circ-35^\circ$ (ką θ pokazano na rysunku 2a), nie wywołuje natychmiastowego spadku sztywności kompozytu. A zatem pierwsze odkształcenia plastyczne pojawiają się w kompozycie na długo przed przyłożeniem maksymalnego obciążenia.

Przypadek 3. W kolejnym etapie badania wpływu interfejsu na wytrzymałość kompozytu szklano-epoksydowego wykonano obliczenia uwzględniające zjawisko odklejania się włókna od interfejsu. Przyjęto idealnie sprężysto-kruche zachowanie się interfejsu. tzn. po osiągnięciu przez funkcję wektora naprężeń $f(\sigma_r, \tau_{r\theta})$ wartości krytycznej w określonym punkcie interfejsu, sztywność połączenia adhezyjnego spadała do zera, tj. $k_r=k_\theta=0$. W praktyce oznaczało to pozostawienie w tym punkcie jedynie elementów kontaktowych, zapobiegających wzajemnej penetracji składników. Wyniki modelowania i ich porównanie z danymi eksperymentalnymi pokazano na rysunku 7. Najlepsze dopasowanie krzywej numerycznej do krzywej doświadczalnej otrzymano dla wytrzymałości na ścinanie interfejsu większej od wytrzymałości na ścinanie matrycy ($c_{ip}/c_m=1.43$). Na rysunku 8 pokazano typowy dla tego przypadku rozwój lokalnej funkcji pęknięcia (2) w obszarze matrycy i interfejsu. Prezentowaną symulację wykonano dla $c_{ip}=c_m$. Jak widać, mechanizm zniszczenia jest inny niż w przypadku 2. Pęka-

nie interfejsu rozpoczyna się dla kąta $\theta=30^\circ-35^\circ$ i propaguje symetrycznie od tego miejsca po granicy włókna. Porównując rozkład lokalnej funkcji pęknięcia $f(\sigma_n, \tau_n)$ przed pękaniem interfejsu (rysunek 8a) i po rozpoczęciu pęknięcia (rysunek 8b), można zauważyć, że zniszczenie interfejsu wywołuje redystrybucję pola naprężeń w przekroju RVE. Po przyłożeniu całkowitego obciążenia (rysunek 8c) siły adhezji istnieją jedynie w zakresie kątów $\theta=60^\circ-90^\circ$, a w pozostałej części interfejsu mamy doczynienia z jego otwarciem bądź poślizgiem bez tarcia. Zdecydowanie inny niż w przypadku 2 jest także rozwój strefy plastycznej wewnątrz RVE. Obszar ten rozwija się teraz od interfejsu poprzez interfejs do wewnątrz matrycy. W dwóch miejscach w przekroju RVE, tj. dla $\theta=0^\circ-15^\circ$ oraz $\theta=50^\circ-65^\circ$ (rysunek 8c), wraz ze wzrostem obciążenia dochodzi do całkowitego uplastycznienia przekroju.



Rys. 7. Krzywe ściskania w poprzek włókien kompozytu szklano-epoksydowego otrzymane dla nieidealnego połączenia włókna z interfejsą; wyniki doświadczalne na podstawie pracy Sodena i innych (1998)



Rys. 8. Przykładowa zmiana lokalnej funkcji pęknięcia $f(\sigma_n, \tau_n)$ wraz ze wzrostem obciążenia dla przypadku idealnie sprężysto-kruchego połączenia włókna z interfejsą oraz dla wytrzymałości interfejsu na ścinanie, $c_{ip} = c_m$; a) 30% obciążenia, b) 70% obciążenia, c) 100% obciążenia

Ogólnie można stwierdzić, że uzyskano bardzo dobrą zgodność wyników numerycznych z wynikami eksperymentalnymi zarówno w przypadku modelu połączenia włókna z interfejsą idealnego (przypadek 2) jak i nieidealnego (przypadek 3). Oba wymienione modele prognozują

początkową aktywację uszkodzeń w tym samym miejscu interfejsu, tj. dla $\theta=30^\circ-35^\circ$. Wykonane obliczenia pokazują, że zniszczenie jednokierunkowo wzmocnionego kompozytu jest procesem stopniowym, rządzone przez dwa różne mechanizmy, tj. przez plastyczne ścinanie matrycy

i interfazy połączone z odklejaniem się włókien na granicy interfejsu. W przypadku gdy wytrzymałość interfazy na ścinanie jest większa niż matrycy ($c_{ip}/c_m=1.43$) dominującym mechanizmem zniszczenia jest debonding na granicy interfejsu. Natomiast, jeżeli powyższe wytrzymałości są zbliżone ($c_{ip}/c_m=1$) to dochodzi do plastycznego ścięcia matrycy pod kątem $\alpha=50^\circ-55^\circ$. Z uwagi na losowe i przypadkowe rozłożenie włókien, a także z powodu niejednorodności własności fizycznych, wydaje się, że w rzeczywistym kompozycie jednokierunkowo wzmocnionym poddanym ścisaniu w poprzek włókien oba mechanizmy zachodzą jednocześnie.

4. WNIOSKI

Przeprowadzone obliczenia numeryczne ujawniły, że nieliniowa charakterystyka odkształcenie-naprężenie dla kompozytu szklano-epoksydowego ściskanego w poprzek włókien silnie zależy od własności wytrzymałościowych interfazy oraz od sił adhezji na granicy włókno-interfaza.

Kryterium Coulomba poprawnie prognozuje nie tylko rozwój strefy plastycznej wewnątrz matrycy epoksydowej, ale również może być z powodzeniem stosowane do obliczania wytrzymałości interfejsu

Pojedyncza komórka RVE nie jest w stanie zamodelować dwóch mechanizmów zniszczenia jednocześnie. Jej poprawne zastosowanie wymaga zatem przyjęcia założenia o dominującym mechanizmie zniszczenia.

LITERATURA

- Anifantis N. K. (2000), Micromechanical stress analysis of closely packed fibrous composites, *Compos Sci Technol*, 60:1241-1248.
- Asp L. E., Berglund L. A., Talreja R. (1996), Effects of fiber and interphase on matrix-initiated transverse failure in polymer composites, *Compos Sci Technol*, 56:657-665.
- Bradley W. L. (1989), Matrix toughness and interlaminar fracture toughness. In: Fridrich K. editor *Composite materials series*, Vol.6, Application of fracture mechanics to composite materials, Elsevier.
- Caporale A., Luciano R., Sacco E. (2006), Micromechanical analysis of interfacial debonding in unidirectional fiber-reinforced composites, *Comput Struct*, 84:2200-2211.
- Davis J. E., Qu J. (2000), Numerical analysis of fiber fragmentation in a SiC/Al single-fiber composite specimen, *Compos Sci Technol*, 60:2297-2307.
- Fiedler B., Hojo M., Ochiai S., Shulte K., Ando M. (2001), Failure behaviour of epoxy matrix under different kinds of static loading, *Compos Sci Technol*, 61:1615-1624.
- Fisher F. T., Brinson L. C. (2001), Viscoelastic interphases in polymer-matrix composites: theoretical models and finite-element analysis, *Compos Sci Technol*, 61:731-748.
- Gonzalez C., Lorca J. (2007), Mechanical behavior of unidirectional fiber-reinforced polymers under transverse compression: Microscopic mechanisms and modeling, *Compos Sci Technol*, 67:2795-2806.
- Hashin Z. (1990), Thermoelastic properties of fiber composites with imperfect interface, *Mech Mater*, 8:333-348.
- Hinton M. J., Kaddour A. S., Soden P. D. (editors) (2004), *Failure criteria in fibre reinforced polymer composites. The world-wide failure exercise*, Elsevier.
- Lagache M., Agbossou A., Pastor J., Muller D. (2000), Role of interphase on the elastic behaviour of composite materials: theoretical and experimental analysis, *J Compos Mater* 1994, 28:1140-1157.
- Liu Y. J., Xu N., Luo J. F. (2000), Modeling of interphases in fiber-reinforced composites under transverse loading using the boundary element method, *J Appl Mech*; 67:41-49.
- Mahiou H., Beakou A. (1998), Modelling of interfacial effects on the mechanical properties of fibre-reinforced composites, *Compos: Part A*, 29A:1035-1048.
- Mai K., Mader E., Muhle M. (1998), Interphase characterization in composites with new non-destructive methods, *Compos: Part A*, 29A:1111-1119.
- MSC.Nastran, *Handbook for nonlinear analysis*, editor Sang H. Lee, MSC Software, 1992.
- Nassehi V., Dhillon J., Mascia L. (1993), Finite element simulation of the micromechanics of interlayered polymer/fibre composite: a study of the interactions between the reinforcing phases, *Compos Sci Technol*, 47:349-358.
- Puck A., Schurmann H. (2002) Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models, *Compos Sci Technol*, 62:1633-62.
- Soden P. D., Hinton M. J., Kaddour A. S. (1998), Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates, *Compos Sci Technol*; 58:1011-22.
- Thomason J. L., (1995), The influence region in glass fibre-reinforced epoxy resin composites: 3. Characterization of fibre surface coatings and the interphase, *Composites*, 26:487-498.
- Wacker G., Bledzki A. K., Chate A. (1998), Effect of interphase on the transverse Young's modulus of glass/epoxy composites, *Compos: Part A*, 29:619-626.
- Yang F., Pitchumani R. (2004), Effects of interphase formation on the modulus and stress concentration factor of fiber-reinforced thermosetting-matrix composites, *Compos Sci Technol*, 64:1437-1452.
- Zhou X. F., Wagner H. D., Nutt S. R., (2001), Interfacial properties of polymer composites measured by push-out and fragmentation tests, *Compos: Part A*, 32:1543-1551.

MICROMECHANICAL MODELLING OF THE NONLINEAR STRESS-STRAIN BEHAVIOR IN GLASS/EPOXY LAMINA SUBJECTED TO TRANSVERSE COMPRESSION

Abstract: Using micromechanics models, which take into account existence of a interphase region, the nonlinear stress-strain relationship for a glass/epoxy lamina subjected to transverse compression was determined in this paper. To compute stress for given strain, the three-phased unit cell with a hexagonal symmetry that accounts for imperfect interface condition and nonlinear finite element method were employed. An identification of failure mechanisms from micromechanics models was presented. A general assumption that mechanisms of plastic deformation along shear bands in matrix and fiber-matrix debonding are responsible for the nonlinear stress-strain behavior in glass/epoxy lamina subjected to transverse compression was validated. To predict the damage evolution in the epoxy matrix and the development of interface debonding, the Mohr-Coulomb criterion was used. Model predictions were compared with experimental results for glass/epoxy lamina.

Pracę wykonano w ramach projektu badawczego nr W/WM/8/08 realizowanego na Politechnice Białostockiej.