

Autoreferat z dnia **19.01.2016**
przedstawiający opis dorobku i osiągnięć naukowych

1. Imię i Nazwisko.

- Marek Romanowicz

2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe/ artystyczne – z podaniem nazwy, miejsca i roku ich uzyskania.

- 2007, stopień doktora nauk technicznych, dyscyplina mechanika, **doktorat z wyróżnieniem**, Wydział Mechaniczny Politechniki Białostockiej, temat pracy „*Prognozowanie pęknięcia drewna na podstawie kryteriów związanych z płaszczyzną fizyczną*”, promotor: prof. dr hab. inż. Andrzej Seweryn.
- 1997, tytuł mgr inż., kierunek: mechanika i budowa maszyn, specjalność: mechanika stosowana, **dyplom z wyróżnieniem**, Wydział Mechaniczny Politechniki Białostockiej, temat pracy „*Badanie wibrorelaksacji naprężeń w złożonym stanie naprężeń w stopie aluminium*” PA4, promotor: prof. dr hab. inż. Anatoliusz Jakowluk.

3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych/artystycznych.

- Miejsce zatrudnienia:
Katedra Mechaniki i Informatyki Stosowanej, Wydział Mechaniczny, Politechnika Białostocka, ul. Wiejska 45C, 15351 Białystok
- Historia zatrudnienia:
od 2007 adiunkt na Wydziale Mechanicznym Politechniki Białostockiej,
1998-2007 asystent na Wydziale Mechanicznym Politechniki Białostockiej,
1996-1997 asystent stażysta na Wydziale Mechanicznym Politechniki Białostockiej.

4. Wskazanie osiągnięcia wynikającego z art. 16 ust. 2 ustawy z dnia 14 marca 2003 r. o stopniach naukowych i tytule naukowym oraz o stopniach i tytule w zakresie sztuki (Dz. U. nr 65, poz. 595 ze zm.):

4.1. Tytuł osiągnięcia naukowego

Moje osiągnięcie naukowe w rozumieniu w/w Ustawy stanowi jednotematyczny cykl publikacji pt. „**Mikromechaniczne modelowanie zniszczenia polimerowych kompozytów włóknistych**”. Na jednotematyczny cykl publikacji składa się 5 samodzielnych publikacji znajdujących się w bazie Journal Citation Reports.

4.2. Publikacje wchodzące w skład osiągnięcia naukowego

- [1] Romanowicz M., *Effect of interfacial debonding on the failure behavior in a fiber-reinforced composite subjected to transverse tension*, Computational Materials Science, ELSEVIER, Vol.47, N 1 (2009), pp. 225-231, IF:1.522 / IF₅:1.965.
- [2] Romanowicz M., *Progressive failure analysis of unidirectional fiber-reinforced polymers with inhomogeneous interphase and randomly distributed fibers under transverse tensile loading*, Composites Part A, ELSEVIER, Vol.41, N 12 (2010), pp. 1829-1838, IF:2.349 / IF₅:3.453.
- [3] Romanowicz M., *A numerical approach for predicting the failure locus of fiber reinforced composites under combined transverse compression and axial tension*, Computational Materials Science, ELSEVIER, Vol. 51, N 1 (2012), pp. 7-12, IF:1.878 / IF₅:1.965.
- [4] Romanowicz M., *Numerical homogenization of fiber-reinforced composites with complex microstructural features*, Journal of Theoretical and Applied Mechanics, PTMTS, Vol.51, N 4 (2013), pp. 883-890, IF:0.452 / IF₅:0.447.
- [5] Romanowicz M., *Determination of the first ply failure load for a cross ply laminate subjected to uniaxial tension through computational micromechanics*, International Journal of Solids and Structures, ELSEVIER, Vol.51, N.13 (2014), pp.2549-2556, IF:1.871 / IF₅:2.099.

4.3. Omówienie celu naukowego ww. prac i osiągniętych wyników wraz z omówieniem ich ewentualnego wykorzystania

- syntetyczny opis badań wchodzących w skład mojego osiągnięcia naukowego

Moje zainteresowania naukowe po doktoracie koncentrowały się na modelowaniu rozwoju uszkodzeń w polimerowych kompozytach wzmocnionych ciągłym włóknem przy pomocy mikromechaniki oraz metody elementów skończonych. Podstawową ideą mikromechaniki kompozytów jest opisanie własności mechanicznych ośrodka niejednorodnego jakim jest kompozyt na podstawie znanych własności jego składników, tj. włókna i matrycy. Aby to osiągnąć wykorzystywałem technikę numerycznej homogenizacji polegającą na wyznaczaniu własności efektywnych (uśrednionych) kompozytu na podstawie bezpośredniego uśredniania naprężeń i odkształceń w wybranej, skończonej objętości materiału. W modelowaniu mikromechanicznym taką próbkę materiału nazywa się komórką elementarną (ang. unit cell) lub reprezentatywnym elementem objętościowym (ang. representative volume element).

W porównaniu do homogenizacji analitycznej, homogenizacja numeryczna ma trzy następujące zalety. Po pierwsze, umożliwia dokładne analizowanie wpływu mikrostruktury na wyznaczone własności efektywne kompozytów, tj. umożliwia badanie wpływu np. niejednorodnego rozkładu włókien, błędów wynikających z odchyłek rozmiaru i kształtu włókien a także roli własności interfazy i interfejsu. Po drugie, dostarcza pełnego obrazu stanu naprężeń i odkształceń w mikrostrukturze kompozytów dla całej historii obciążenia, dzięki czemu z łatwością można analizować początek i rozwój uszkodzeń. Po trzecie, jest ona w stanie odtworzyć złożone mechanizmy zniszczenia zachodzące w kompozytach, charakteryzujące się np. wystąpieniem jednocześnie kilku źródeł nieliniowości, czy też rozwojem wielu uszkodzeń jednocześnie.

Aby wyeliminować niepożądane efekty brzegowe w komórkach elementarnych, warunki brzegowe zadawane w skali mikro muszą zależeć od wymuszenia w skali makro. W prezentowanych badaniach spełniłem to założenie poprzez zadawanie na brzegach komórek elementarnych warunków periodyczności. Wykorzystałem periodyczne komórki elementarne, w których włókna były rozłożone regularnie (modele z jednym włóknem) jak również nieregularnie (modele z wieloma włóknami). Analizowałem różne mechanizmy zniszczenia kompozytów polimerowych. Badania obejmowały proste jak również złożone stany obciążenia. Celem mojej pracy było zaprezentowanie skutecznej alternatywy dla badań doświadczalnych i metod analitycznych umożliwiającej obliczenie sztywności oraz prognozowanie kumulacji uszkodzeń i pęknięcia w polimerowych kompozytach wzmocnionych ciągłym włóknem.

Modelowanie rozwoju uszkodzeń w kompozytach wiąże się z koniecznością zastosowania nieliniowych związków konstytutywnych. Zagadnienia tego typu często są zagadnieniami niestabilnymi, w których istnieją znaczne trudności w uzyskaniu zbieżnego rozwiązania numerycznego przy pomocy klasycznej metody Newtona-Raphsona. W prezentowanych badaniach naukowych w celu poprawy zbieżności rozwiązania korzystałem z dwóch metod. W pierwszej metodzie traktowałem problem jako zagadnienie quasi-statyczne, tj. przyjmowałem model dynamiki odkształcalnego ośrodka ciągłego i niejawną (ang. implicit) algorytm całkowania równań ruchu względem czasu. W drugiej metodzie rozwiązywałem problem jako zagadnienie statyczne przy pomocy metody Crisfielda, zwanej także metodą długości łuku (ang. arc-length). Do obliczeń numerycznych wykorzystywałem komercyjny system ANSYS.

- szczegółowe cele poszczególnych prac wchodzących w skład mojego osiągnięcia naukowego oraz opis osiągniętych wyników

Ad [1]. Celem naukowym tej pracy było opracowanie modelu mikromechanicznego opisującego utratę połączenia włókna z matrycą w wyniku rozciągania skierowanego poprzecznie do kierunku włókna. Z praktycznego punktu widzenia, zadaniem opracowanego modelu była ocena stanu krytycznego i pokrytycznego w pojedynczej warstwie laminatu pod wpływem ww. obciążenia.

W przypadku poprzecznego rozciągania, kluczową rolę w procesie zniszczenia przypisuje się mikropęknięciom powstającym na granicy pomiędzy włóknem i matrycą (na interfejsie). Mikropęknięcia te początkowo rozwijają się stabilnie wywołując lokalne odklejanie się matrycy od włókna (ang. debonding), a następnie propagują w głąb matrycy. Z uwagi na obecność innych warstw w laminacie, rozwój mikropęknięć w pojedynczej warstwie laminatu jest sterowany odkształceniem. Zgodnie z zasadami mechaniki pęknięcia, stabilny wzrost mikropęknięć w takim przypadku odbywa się przy malejących naprężeniach. Wynika stąd następujące ograniczenie dla badań doświadczalnych stabilnego rozwoju mikropęknięć powstających w pojedynczej warstwie przy sterowaniu odkształceniem. Mianowicie, im sztywność maszyny wytrzymałościowej jest mniejsza tym szybciej dochodzi do utraty stabilności. Dlatego w badaniach doświadczalnych pojedynczej warstwy realizowanych na standardowych maszynach wytrzymałościowych nieliniowe efekty związane z osłabianiem materiału na ogół nie występują. A zatem, doświadczalne badanie stabilnego wzrostu mikropęknięć w pojedynczej warstwie wyjętej z laminatu jest praktycznie niemożliwe przy kontrolowanym odkształceniu ponieważ wymaga zastosowania stanowisk laboratoryjnych o bardzo dużej sztywności¹. Rodzi się więc pytanie, czy można w inny sposób ocenić

¹R.G. Cuntze, A. Freund, Compos. Sci. Technol., 64 (2004), 343-377.

pokrytyczną utratę sztywności w pojedynczej warstwie laminatu. Prezentowana praca daje na to pytanie odpowiedź twierdzącą i pokazuje, że eksperymenty wirtualne wykonane przy pomocy numerycznej homogenizacji są w stanie efektywnie opisać rozwój uszkodzeń pod wpływem poprzecznego rozciągania. Takie podejście do analizowanego zagadnienia jest nowe i niespotykane w literaturze dotyczącej mechaniki kompozytów.

W badaniach wykorzystano trójskładnikowe komórki elementarne z regularnym rozkładem włókien (heksagonalnym), w których obok włókna i matrycy istniał również trzeci składnik, tj. interfeza. Zadaniem interfazy było symulowanie właściwego transferu naprężeń pomiędzy włóknem i matrycą. Model MES składał się z trójwymiarowych elementów skończonych użytych do wypełnienia matrycy, włókna i interfazy oraz z dwuwymiarowych elementów skończonych umieszczonych pomiędzy włóknem i matrycą. Zadaniem tych ostatnich było symulowanie rozwoju mikropęknięć na interfejsie. W elementach dwuwymiarowych związek między wektorem naprężenia i przyrostem przemieszczenia (rozwarciem mikroszczeliny) był nieliniowy i zależał od skalarnego parametru uszkodzenia. W pracy do modelowania pęknięcia interfejsu wykorzystano dwuliniowy kohezyjny model pęknięcia (ang. bilinear cohesive zone model) zaproponowany przez Alfano i Crisfielda². Przyjęty model materiałowy interfejsu zakładał istnienie strefy procesu przed wierzchołkiem mikroszczeliny, w której dochodzi do osłabiania materiału. Model materiałowy sterował elementami skończonymi na interfejsie w taki sposób, że naprężenia w tych elementach najpierw rosły liniowo do momentu osiągnięcia wartości krytycznej, a po osiągnięciu wartości krytycznej zaczynały liniowo maleć do zera. Dla złożonego sposobu obciążenia (I plus II sposób obciążenia) model ten wymagał określenia sześciu parametrów materiałowych, tj. dwóch początkowych sztywności na kierunku normalnym i stycznym do interfejsu, dwóch naprężeń krytycznych na kierunku normalnym i stycznym do interfejsu oraz dwóch krytycznych współczynników uwalniania energii na kierunku normalnym i stycznym do interfejsu. Podstawową korzyścią wynikająca ze stosowania powyższego modelu pęknięcia było to, że w porównaniu do tradycyjnych modeli wykorzystujących technikę wirtualnego zamknięcia szczeliny (ang. virtual crack closure technique) opisuje on nie tylko propagację szczeliny ale również jej inicjację. Ponadto, nie wymaga on wprowadzania wstępnej szczeliny na interfejsie. Należy również podkreślić, że algorytm propagacji szczeliny wykorzystujący elementy kohezyjne jest bardziej efektywny niż algorytm wykorzystujący technikę wirtualnego zamknięcia szczeliny, szczególnie w przypadku modelowania wielu mikropęknięć jednocześnie.

Zaproponowany model mikromechaniczny został poddany szczegółowej analizie i weryfikacji na przykładzie kompozytu jednokierunkowo wzmocnionego włóknem szklanym typu E w matrycy epoksydowej MY750. Głównym wynikiem zastosowania modelu mikromechanicznego było wyznaczenie makroskopowej krzywej poprzecznego rozciągania dla rozpatrywanego kompozytu. Należy zauważyć, że otrzymana krzywa posiada wyraźny punkt maksymalny i składa się z dwóch części, tj. z początkowej części liniowej przedstawiającej materiał nieuszkodzony i z dalszej części nieliniowej opisującej osłabianie się materiału wynikające z rozwoju uszkodzeń. W omawianej pracy przeprowadzono szczegółową analizę parametryczną opisującą wrażliwość otrzymanej krzywej rozciągania na zmianę stałych występujących w modelu materiałowym interfejsu oraz lokalizację mikropęknięć. Najpierw, badano zmianę położenia punktu maksymalnego na krzywej obciążenia oraz zmianę nachylenia tej krzywej w fazie pokrytycznej pod wpływem zmiany wartości normalnego naprężenia krytycznego na interfejsie oraz zmiany wartości dwóch krytycznych współczynników uwalniania energii. Właściwy dobór wymienionych parametrów materiałowych w kohezyjnym modelu pęknięcia interfejsu uznano za kluczowy w

² G. Alfano, M.A. Crisfield, Int. J. Numer. Methods Eng., 50 (2001), 1701-1736.

modelowaniu. Wykazano, że zwiększenie wytrzymałości interfejsu na rozciąganie powoduje zwiększenie wytrzymałości badanego kompozytu na poprzeczne rozciąganie oraz, że zmniejszenie krytycznych współczynników uwalniania energii prowadzi do większego spadku naprężeń w fazie pokrytecznej. Następnie, badano jak zmieni się makroskopowa krzywa rozciągania badanego kompozytu, jeżeli mikropęknięcia nie będą rozwijać się na granicy pomiędzy włóknem i interfazą ale pomiędzy interfazą i matrycą. Wykazano, że lokalizacja mikropęknięć, podobnie jak zmiana krytycznych współczynników uwalniania energii, nie wpływa znacząco na położenie punktu maksymalnego na krzywej obciążenia, lecz zmienia nachylenie tej krzywej w fazie pokrytecznej.

W dalszej części pracy, dokonano także ilościowej oceny rozwoju uszkodzeń na granicy pomiędzy włóknem i matrycą przy pomocy skalarnego parametru uszkodzenia. Zidentyfikowano na interfejsie trzy strefy tj. strefę sprężystą (parametr uszkodzenia równy zero), strefę całkowitego uszkodzenia (parametr uszkodzenia równy jeden) oraz przejściową strefę osłabienia (parametr uszkodzenia pomiędzy zerem i jedynką). Badano zmianę rozkładu skalarnego parametru uszkodzenia dla całej historii obciążenia. W ten sposób określono miejsce inicjacji uszkodzeń oraz pokazano, że pierwsze uszkodzenia na interfejsie powstają zanim na makroskopowej krzywej obciążenia pojawi się maksimum. Strefa osłabienia rozwija się do momentu osiągnięcia maksimum na tej krzywej. Po osiągnięciu punktu maksymalnego, na interfejsie pojawia się mikroszczelina, która stabilnie propaguje w obu kierunkach. Dalsze obciążanie prowadzi do powiększania się strefy całkowitego uszkodzenia kosztem zmniejszania się strefy osłabienia. Następnie analizowano ewolucję rozkładu naprężeń obwodowych w matrycy dla całej historii obciążenia. Pokazano, że stabilny rozwój mikroszczeliny na interfejsie prowadzi do powstania silnych koncentracji naprężeń rozciągających w matrycy. Maksymalne naprężenia rozciągające w matrycy lokalizowały się w okolicy wierzchołka mikroszczeliny. Przyjęto założenie, że pęknięcie matrycy oznacza utratę nośności przez pojedynczą warstwę laminatu. Na podstawie kryterium maksymalnych naprężeń obwodowych w matrycy ustalono obciążenie niszczące warstwę oraz miejsce na interfejsie, w którym mikroszczelina może skrócić z interfejsu i propagować w głąb matrycy. W ten sposób wykazano, że pojedyncza warstwa laminatu traci swoją nośność w fazie pokrytecznej dla odkształceń poprzecznych znacznie większych (co najmniej 1.75 razy) niż prognozują to standardowe badania doświadczalne. Wykonane symulacje numeryczne opisujące proces odklejania się włókna od matrycy porównano z literaturowym opisem tego procesu uzyskanym z badania wykonanego pod mikroskopem dla jednego włókna techniką in-situ³. Na tej podstawie stwierdzono, że rozwój uszkodzeń na interfejsie modelowany przy pomocy numerycznej homogenizacji jest jakościowo zgodny z rozwojem uszkodzeń obserwowanym doświadczalnie pod mikroskopem.

Ad [2]. Niniejsza praca stanowi rozwinięcie badań zaprezentowanych w moim wcześniejszym artykule [1], na komórki elementarne z losowym rozkładem włókien. Celem naukowym tej pracy było opracowanie modelu mikromechanicznego opisującego globalnie, w skali kilkudziesięciu włókien, inicjację oraz rozwój mikropęknięć na granicach wielu włókien w pojedynczej warstwie laminatu w warunkach poprzecznego rozciągania. U podstaw opracowania modelu leży potrzeba uwzględnienia niejednorodnego rozkładu włókien w ocenie stanu krytycznego i pokrytecznego pojedynczej warstwy laminatu. Żaden ze znanych procesów produkcji kompozytów włóknistych nie zapewnia regularnego rozłożenia włókien w przekroju poprzecznym kompozytu. Najczęściej włókna są ułożone losowo. Wzrost mocy obliczeniowej komputerów pozwala obecnie na obliczanie własności efektywnych

³ H. Zhang, M.L. Ericson, J. Varna, L.A. Berglund, Composites: Part A, 29(1998), 619-626.

kompozytów na podstawie komórek elementarnych z losowym rozkładem wielu włókien. W przypadku obciążeń poprzecznych do kierunku włókien nieregularny rozkład włókien oznacza, że matryca pęka najpierw w miejscach, w których lokalny współczynnik napełnienia włókniem jest największy. W tych miejscach inicjują i propagują pierwsze mikropęknięcia pomiędzy włóknami i matrycą oraz występują silne koncentracje naprężeń rozciągających w matrycy⁴.

Zaproponowany model mikromechaniczny z losowym rozkładem włókien wykorzystano do prognozowania rozwoju uszkodzeń w kompozycie jednokierunkowo wzmocnionym włókniem szklanym typu E w matrycy epoksydowej LY556. W badaniach zastosowano modele materiałowe zaprezentowane wcześniej w pracy [1], tj. założono obecność interfejsy oraz nieliniowe związki konstytutywne opisujące zniszczenie połączenia włókna z matrycą. W obu pracach mikroszczelina na interfejsie propagowała w złożonym stanie obciążenia w wyniku jednoczesnego jej otwierania i ścinania (ang. mode I and II). Z uwagi na skomplikowaną budowę modelu mikromechanicznego, ograniczono się w tej pracy do komórek elementarnych z 39 losowo rozłożonymi włóknami i dwuwymiarowych siatek MES. Pomimo tego uproszczenia, siatki MES zawierały bardzo dużą liczbę węzłów. Dlatego, w celu sprawnego wymuszenia kilku tysięcy periodycznych warunków brzegowych na węzłach należących do brzegowych elementów skończonych, posługiwano się specjalnym programem napisanym w języku wewnętrznym ANSYS'a (APDL). W niniejszej pracy do utworzenia losowych rozkładów włókien wykorzystano algorytm Wongsto i Li⁵, który zaimplementowano w języku programowania Pascal. Pierwszym etapem tego algorytmu było wygenerowanie siatki regularnej, o określonym z góry współczynniku napełnienia i liczbie włókien. Następnie, realizowana była procedura mieszania. Polegała ona na wielokrotnym przesuwaniu każdego włókna w granicach komórki elementarnej. Proces mieszania kończył się po wykonaniu zadanej liczby powtórzeń, gdy lokalny współczynnik napełnienia był taki sam w całej komórce elementarnej.

W prezentowanej pracy komórki elementarne poddano znacznie większym odkształceniom poprzecznym niż te zastosowane w poprzedniej pracy [1]. Dzięki temu otrzymano makroskopową krzywą poprzecznego rozciągania dla rozpatrywanego kompozytu złożoną z trzech części, tj. po początkowej liniowej części przedstawiającej materiał nieuszkodzony i drugiej części nieliniowej opisującej osłabianie się materiału wystąpiła część trzecia, liniowa charakteryzująca materiał w pełni uszkodzony. Ponadto weryfikacja modelu mikromechanicznego w zakresie większych odkształceń poprzecznych pozwoliła na uściślenie wcześniejszych wniosków i wychwycenie pewnych zależności niewidocznych w poprzedniej pracy [1]. Ustalono na przykład, że dla materiału w pełni uszkodzonego, na granicy pomiędzy włókniem i matrycą znika strefa osłabienia. W pracy wykazano, że w przypadku losowego rozmieszczenia włókien, lokalne rozkłady naprężeń na granicy pomiędzy włókniem i matrycą oraz rozkłady skalarne parametru uszkodzenia nie są powtarzalne i symetryczne, tak jak to było w przypadku komórek elementarnych z regularnym rozkładem włókien. Oznacza to, że rozwój uszkodzeń na interfejsie jest inny dla każdego włókna a mikropęknięcia na interfejsie nie powstają jednocześnie po obu stronach włókna. Na podstawie badania ewolucji naprężeń obwodowych w matrycy potwierdzono, że również naprężenia rozciągające w matrycy przekraczają naprężenia dopuszczalne najpierw z jednej strony analizowanego włókna. Następnie, przeprowadzono analizę parametryczną opisującą wpływ wytrzymałości interfejsu oraz sztywności interfejsy na rozwój uszkodzeń na interfejsie. Pokazano, że mikropęknięcia rozwijają się wolniej dla większych wartości normalnego naprężenia krytycznego na interfejsie. W artykule zwrócono także uwagę na to, że w przypadku dużej sztywności interfejsy, naprężenia obwodowe w matrycy szybciej

⁴ T. Hobbiebrunken, M. Hojo, T. Adachi, C. De Jong, B. Fiedler, Composites: Part A, 37(2006), 2248-2256.

⁵ A. Wongsto, S. Li, Composites: Part A, 36 (2005), 1246-1266.

osiągają poziom krytyczny i wcześniej dochodzi do pęknięcia matrycy. Oznacza to, że pojedyncza warstwa laminatu może stracić swoją nośność bez wyraźnego rozwoju uszkodzeń pomiędzy włóknami i matrycą. Natomiast, jeżeli sztywność interfazy jest mała to w procesie zniszczenia warstwy dominuje mechanizm odklejania się włókien od matrycy.

W omawianej pracy badano rozwój uszkodzeń nie tylko lokalnie (w obszarze jednego włókna) ale także globalnie (w obszarze wielu włókien). W tym celu rozpatrzono zmianę deformacji całej matrycy oraz zmianę rozkładu naprężeń zredukowanych Hubera-Misesa w jej obszarze dla całej historii obciążenia. W ten sposób potwierdzono obserwacje doświadczalne, że mikropęknięcia pojawiają się najpierw w miejscach gęsto upakowanych włóknem, gdzie wzajemna odległość między sąsiednimi włóknami, mierzona w kierunku obciążenia, jest najmniejsza. Wraz z rozwojem uszkodzeń maksymalne naprężenia zredukowane lokalizowały się w okolicach wierzchołków mikropęknięć. Analizowanie rozwoju wielu mikropęknięć pozwoliło opisać mechanizm tworzenia się mostków w matrycy pomiędzy sąsiednimi mikropęknięciami. W pracy pokazano, że mostki łączą wierzchołki dwóch sąsiednich mikropęknięć leżących w przybliżeniu na kierunku prostopadłym do kierunku obciążenia. Ponieważ mostki są bardziej obciążone od pozostałego obszaru matrycy to można przypuszczać, że ich zniszczenie doprowadzi do utworzenia płaszczyzny krytycznej w skali całej komórki elementarnej. Otrzymane za pomocą numerycznej homogenizacji wartości maksymalne odkształceń i naprężeń badanego kompozytu porównano z odpowiednimi wartościami literaturowymi dla różnych współczynników napelnienia włóknem. Uzyskano bardzo dobry wynik porównania.

Ad [3]. W prezentowanej pracy przedstawiono wyniki wirtualnego eksperymentu wykonanego przy pomocy numerycznej homogenizacji dotyczące badania wytrzymałości polimerowego kompozytu wzmocnionego ciągłym włóknem na jednoczesne działanie rozciągania wzdłuż włókien i ściskania w poprzek. W mechanice kompozytów do prognozowania zniszczenia w złożonych stanach naprężeń powszechnie stosuje się empiryczne kryteria wytrzymałościowe, takie jak np. kryterium Tsai-Wu, Hashina czy Pucka⁶. Wymienione kryteria mają tę wspólną cechę, że oceniają wytrzymałość kompozytów na podstawie jednorodnych rozkładów naprężeń w skali makro oraz wykorzystują stałe materiałowe otrzymane z badań w warunkach obciążeń jednoosiowych. A zatem, parametry materiałowe w tych kryteriach nie są w żaden sposób powiązane z aktualnym mechanizmem rozwoju uszkodzeń w skali mikro. Weryfikacja doświadczalna w złożonych stanach obciążeń pokazuje, że prognozowanie zniszczenia kompozytów za pomocą kryteriów empirycznych obarczone jest znacznym błędem.

Celem naukowym tego artykułu było zaprezentowanie alternatywnej metody prognozowania zniszczenia w szczególnym przypadku złożonego stanu obciążenia na podstawie modelowania mikromechanicznego. Zastosowanie numerycznej homogenizacji do oceny wytrzymałości kompozytu na jednoczesne działanie rozciągania wzdłuż włókien i ściskania w poprzek jest nowe i niespotykane w literaturze przedmiotu. W przypadku takiego sposobu obciążenia, całkowite zniszczenie kompozytu jest następstwem rozwoju trzech rodzajów uszkodzeń. W przypadku osiowego rozciągania próbek kompozytowych dominującym mechanizmem zniszczenia jest kruche pęknięcie włókien, natomiast w przypadku czystego poprzecznego ściskania uaktywnia się mechanizm odklejania się włókien od matrycy. Ponadto, w wyniku poprzecznego ściskania powstają w polimerowej matrycy także znaczne odkształcenia plastyczne, które ujawniają się w postaci pasm poślizgów. Należy zaznaczyć, że pasma poślizgów powstają w matrycach polimerowych pod kątem znacznie

⁶ A. Puck, H. Schürmann, Compos. Sci. Technol., 62 (2002), 1633–1662.

większym od 45° (polimery wykazują się dużym tarcie wewnętrznym). Dlatego w tej pracy odkształcenia plastyczne w matrycy były obliczane z warunku Druckera-Pragera oraz stowarzyszonego prawa płynięcia. W prezentowanych badaniach przyjęto dla matrycy model ciała idealnie plastycznego (bez umocnienia). Do modelowania pękania włókien oraz rozwoju mikropęknięć na granicy pomiędzy włóknem i matrycą wykorzystano związek fizyczny prezentowany już w moich wcześniejszych pracach [1-2]. To znaczy zastosowano kohezyjny model pękania (ang. cohesive zone model), w którym związek między wektorem naprężenia i przyrostem przemieszczenia (rozwarciem mikroszczeliny) był nieliniowy i zależał od skalarne parametru uszkodzenia. W przypadku pękania włókien kohezyjny model pękania został uproszczony tylko do otwierania się mikropęknięcia (ang. mode I), natomiast w przypadku pękania interfejsu, tak jak w moich poprzednich pracach [1-2], kohezyjny model pękania uwzględniał rozwój mikroszczeliny w wyniku jednoczesnego jej otwierania i ścinania (ang. mode I and II). W tym miejscu należy zaznaczyć, że ten sam model pękania opisywał dwa zdecydowanie różne mechanizmy pękania dzięki zastosowaniu różnych parametrów materiałowych do modelowania kruche pękania włókien i stabilnego rozwoju mikropęknięć na granicy pomiędzy włóknem i matrycą. Model MES składał się z trójwymiarowych elementów skończonych użytych do wypełnienia matrycy i włókna oraz z dwuwymiarowych elementów skończonych umieszczonych pomiędzy włóknem i matrycą a także w krytycznym przekroju włókna. Zadaniem elementów dwuwymiarowych było modelowanie pękania włókien oraz rozwoju mikropęknięć. W obliczeniach numerycznych przyjęto dwa zasadnicze założenia uproszczające. Po pierwsze, że włókna w przekroju poprzecznym kompozytu rozmieszczone są regularnie oraz po drugie, że wszystkie włókna niszczą się jednocześnie.

Zaproponowany model mikromechaniczny zastosowano do prognozowania złożonej wytrzymałości kompozytu jednokierunkowo wzmocnionego włóknem szklanym typu E w matrycy epoksydowej MY750. Najpierw dla badanego kompozytu wyznaczono za pomocą numerycznej homogenizacji, dla trzynastu różnych współczynników obciążenia złożonego, makroskopowe krzywe osiowego rozciągania i poprzecznego ściskania. Współczynnik obciążenia określał zastosowaną proporcję odkształceń osiowych do poprzecznych. W przypadku osiowego rozciągania uzyskano charakterystyki obciążenia typowe dla kruche pękania charakteryzujące się gwałtowną utratą sztywności po osiągnięciu punktu krytycznego. Natomiast w przypadku poprzecznego ściskania uzyskano krzywe obciążenia typowe dla stabilnego rozwoju uszkodzeń charakteryzujące się stopniowym zmniejszaniem naprężeń po osiągnięciu punktu krytycznego. W ten sposób udowodniono, że ten sam model pękania w zależności od przyjętych parametrów materiałowych opisuje dwa różne mechanizmy pękania. Następnie, zidentyfikowano dominujący mechanizm zniszczenia badanego kompozytu. W celu ustalenia aktualnego mechanizmu przyjęto założenie, że dominuje dla danego współczynnika obciążenia ten mechanizm, dla którego szybciej pojawia się maksimum na jednej z dwóch makroskopowych krzywych obciążenia. Wykorzystując tę zasadę określono dla każdego współczynnika obciążenia naprężenia krytyczne kompozytu na kierunku osiowym i poprzecznym. Wartości krytyczne naprężeń zebrane razem utworzyły w układzie naprężeń osiowych i poprzecznych dwa kontury graniczne dla dwóch rozpatrywanych mechanizmów zniszczenia. Z uwagi na zastosowane w modelowaniu uproszczenia, otrzymane kontury graniczne zmieniały się liniowo. To znaczy, że zaproponowany model mikromechaniczny prognozował liniowy spadek wytrzymałości kompozytu na poprzeczne ściskanie wraz ze wzrostem obciążenia na kierunku osiowym, jak również liniowy spadek wytrzymałości kompozytu na osiowe rozciąganie wraz ze wzrostem obciążenia na kierunku poprzecznym.

W omawianej pracy przedstawiono także weryfikację zaproponowanego modelu mikromechanicznego. W pierwszej kolejności przeprowadzono analizę rozwoju odkształceń

plastycznych w matrycy. Przyjęto założenie, że zniszczenie kompozytu następuje w płaszczyźnie krytycznej wyznaczonej przez maksymalne odkształcenia plastyczne w matrycy. Uplastycznienie matrycy, bez względu na sposób obciążenia, rozpoczynało się na granicy włókien w miejscach inicjacji mikropęknięć. W przypadku czystego poprzecznego ściskania odkształcenia plastyczne w matrycy w fazie pokrytycznej lokalizowały się w charakterystycznych pasmach nachylonych względem kierunku prostopadłego do osi obciążenia pod kątem znacznie większym od 45° . Natomiast w przypadku czystego osiowego rozciągania odkształcenia plastyczne w fazie pokrytycznej były w przybliżeniu prostopadłe do osi włókna. W przypadku złożonego sposobu obciążenia, oba sposoby uplastycznienia matrycy występowały razem. Na tej podstawie stwierdzono, że mechanizmy zniszczenia odtworzone za pomocą modelu mikromechanicznego są jakościowo zgodne z mechanizmami obserwowanymi doświadczalnie. Następnie porównano wartości krytyczne naprężeń wyznaczone numerycznie z wartościami literaturowymi otrzymanymi z badań doświadczalnych⁷ oraz z wartościami prognozowanymi za pomocą kryterium Pucka. Przeprowadzone porównanie pokazało, że kontury graniczne wyznaczone numerycznie pasują lepiej do wyników badań doświadczalnych niż kryterium Pucka. Zaletą podejścia numerycznego w stosunku do podejścia analitycznego opartego na kryterium Pucka było to, że kontury graniczne wyznaczone numerycznie uwzględniały istnienie interakcji pomiędzy osiowym i poprzecznym obciążeniem dla wszystkich współczynników obciążenia. Natomiast kryterium Pucka błędnie prognozowało istnienie takiej interakcji dopiero w przypadku, gdy naprężenia osiowe stanowią około 70 procent wytrzymałości na kierunku osiowym. Wykazano w ten sposób, że dodatkowe poprzeczne przewężenie próbki kompozytowej wywołane osiowym rozciąganiem odgrywa istotną rolę w mechanizmie odklejania się włókien od matrycy.

Ad [4]. Dodatkowy składnik (interfaza) pomiędzy włóknami i matrycą tworzy się w kompozytach polimerowych z termoutwardzalnymi matrycami w wyniku nieodwracalnych reakcji chemicznych zachodzących w procesie produkcji. Faza ta wpływa na sztywność i wytrzymałość kompozytu. Z uwagi na niewielkie rozmiary interfazy trudno jest eksperymentalnie badać jej własności mechaniczne. Alternatywą do badań doświadczalnych jest modelowanie mikromechaniczne, w którym własności interfazy traktuje się jako niewiadomą i wyznacza się poprzez dopasowanie efektywnej (uśrednionej) odpowiedzi kompozytu uzyskanej z trójskładnikowych komórek elementarnych do tej zmierzonej doświadczalnie. Niniejsza praca stanowi dopełnienie badań zaprezentowanych w moim wcześniejszym artykule [2], w którym analizowałem rolę zarówno interfazy jak też losowego rozkładu włókien w poprzecznej wytrzymałości kompozytu. W prezentowanej pracy skoncentrowałem się na ocenie poprzecznej sztywności kompozytu zawierającego wymienione wyżej niejednorodności mikrostruktury. Celem naukowym tej pracy było opracowanie modelu mikromechanicznego do wyznaczenia poprzecznych modułów sprężystości polimerowych kompozytów jednokierunkowo wzmocnionych włóknem, który uwzględnia złożone cechy mikrostruktury, takie jak obecność niejednorodnej interfazy oraz losowy rozkład włókien. Takie podejście do oceny poprzecznej sztywności kompozytów jest nowe i niespotykane w literaturze przedmiotu. Wynika ono z faktu, że niejednorodność mikrostruktury kompozytu wpływa na jego własności mechaniczne w skali makro.

W modelowaniu przyjęto, że sztywność interfazy zmienia się wykładniczo wraz z oddalaniem się od granicy włókna zgodnie z modelem interfazy opracowanym przez

⁷ M.J. Hinton, A.S. Kaddour, P.D. Soden, Failure criteria in fiber reinforced polymer composites: the world-wide failure exercise, Elsevier, 2004.

Anifantisa⁸. W modelu Anifantisa rozkłady modułu Younga oraz współczynnika Poissona w interfacie zależą od odpowiednich modułów Younga i współczynników Poissona matrycy i włókna oraz od jednego parametru empirycznego kontrolującego rozkład sztywności interfazy. Model materiałowy niejednorodnej interfazy zaimplementowano za pomocą 10 współosiowych warstw elementów skończonych, w których moduły sprężystości zmieniały się według założonej funkcji wykładniczej. Analizowano 5 różnych rozkładów sztywności interfazy dla 3 różnych grubości interfazy z zakresu 300–700 nm. Numeryczną homogenizację własności sprężystych kompozytu przeprowadzono przy pomocy zasady równoważności energii zaproponowanej przez Hilla⁹. Według tej zasady średnia energia odkształcenia sprężystego w komórce elementarnej jest równa energii odkształcenia obliczonej ze średnich odkształceń w tej komórce elementarnej. W niniejszej pracy wykorzystano tę samą technikę budowania komórek elementarnych i zadawania periodycznych warunków brzegowych jak ta zaprezentowana już we wcześniejszej pracy [2]. To znaczy, że do utworzenia losowego rozkładu włókien wykorzystano, tak jak poprzednio, algorytm Wongsto i Li. Natomiast do wymuszenia periodycznych warunków brzegowych użyto programu napisanego w języku wewnętrznym ANSYS'a (APDL). Analizowano komórki elementarne mające 39, 105 i 538 losowo rozłożonych włókien oraz współczynniki napełnienia włóknem z przedziału $V_f = 0.3 - 0.6$.

W omawianym artykule w pierwszej kolejności dokonano ilościowej oceny stopnia nieuporządkowania włókien w utworzonych komórkach elementarnych za pomocą metody statystycznej opartej na funkcji rozkładu radialnego¹⁰. Funkcja rozkładu radialnego informuje jakie jest prawdopodobieństwo znalezienia się środka włókna w odległości z przedziału $(r, r + dr)$ od środka dowolnego włókna wybranego za początek układu odniesienia. W przypadku idealnie losowego rozkładu funkcja ta przyjmuje wartość jeden. Badanie przebiegu tej funkcji pozwoliło ustalić, że zastosowany w pracy algorytm generowania losowego rozkładu włókien zapewnia brak uporządkowania włókien nawet w przypadku dużych współczynników napełnienia, tj. $V_f = 0.6$. Należy w tym miejscu zaznaczyć, że alternatywna metoda generowania losowego rozkładu włókien wykorzystująca algorytm RSA (ang. random sequential absorption) zapewnia brak uporządkowania włókien tylko do wartości $V_f = 0.55$. Następnie wykazano, że bardziej wiarygodne rozkłady otrzymuje się dla dużej liczby włókien. Mając na uwadze ten wniosek, a także czas obliczeń, przyjęto za optymalne do modelowania poprzecznej sztywności kompozytu komórki elementarne mające 105 włókien.

W dalszej części pracy przeprowadzono identyfikację grubości oraz rozkładu sztywności interfazy dla kompozytu szklano-epoksydowego, E-glass/LY556. W tym celu numeryczne wartości poprzecznego modułu Younga badanego kompozytu uzyskane z trójskładnikowych komórek elementarnych dla czterech współczynników napełnienia włóknem porównano z literaturowymi wartościami otrzymanymi z doświadczenia. Na podstawie tego porównania jednoznacznie stwierdzono, że wyniki numeryczne dla komórek elementarnych bez interfazy oraz komórek elementarnych ze zbyt sztywną interfacją (fizycznie niemożliwą) nie pasują do wyników doświadczalnych. Za najwłaściwszą grubość interfazy uznano tę, dla której odchylenia standardowe zmierzonych modułów Younga dla wszystkich współczynników napełnienia włóknem znalazły się w obszarze prognozowanym za pomocą modelowania mikromechanicznego. Za najwłaściwszy rozkład sztywności interfazy uznano ten, dla którego numeryczne wartości modułów Younga najlepiej pasowały do wartości średnich zmierzonych doświadczalnie. W ten sposób ustalono dla badanego kompozytu parametry jego interfazy, tj. parametr rozkładu sztywności interfazy występujący w modelu Anifantisa mieści się w zakresie 0.15 – 0.30 a grubość interfazy wynosi 700nm. Otrzymany numerycznie rozkład

⁸ N.K. Anifantis, Compos. Sci. Technol., 60 (2000), 1241–1248.

⁹ R. Hill, J. Mech. Phys. Solids, 11 (1963), 357–372.

¹⁰ R. Pyrz, Materials Science and Engineering A, 177 (1994), 253–259.

sztynności interfejsu oraz jej grubość wydają się być wiarygodne w świetle badań mikroskopowych przeprowadzonych przez Gao i Madera¹¹, polegających na nakłuwaniu interfejsu w kompozycie szklano-epoksydowym.

Ad [5]. Inicjację uszkodzeń w laminatach i ich rozwój można analizować na różnych poziomach obserwacji (od skali włókna do skali warstwy). Zazwyczaj używa się do tego celu modeli uszkodzeń na poziomie meso^{12,13}, które opisują osłabianie się laminatu w wyniku nasylenia się warstw pęknięciami rozchodzącymi się przez całą ich grubość. Ponieważ modele w skali meso rozpatrują laminat jako zbiór jednorodnych warstw to w naturalny sposób uwzględniają one efekty brzegowe związane z istnieniem sąsiednich warstw. Wadą takich modeli jest natomiast to, że upraszczają one mechanizmy zniszczenia warstwy, ponieważ nie są one w stanie poprawnie odtworzyć szeregu zjawisk widocznych w skali włókna. Innym sposobem oceny uszkodzeń w laminatach jest zastosowanie mikromodeli, które opisują mechanizmy zniszczenia na poziomie mikroskopowym. Jest to nowe podejście do zagadnienia zastosowane, jak dotąd, jedynie w laminatach krzyżowych poddanych wzdłużnemu ścinaniu. Totry i inni¹⁴ oraz Soni i inni¹⁵ zaproponowali dla takich laminatów, aby ich odpowiedź na ścinanie wyznaczać poprzez uśrednianie odpowiedzi uzyskanych z komórek elementarnych warstw podłużnych i poprzecznych. W prezentowanym artykule przedstawiono rozwinięcie tej metody polegające na ustaleniu warunków granicznych dla takiego uśredniania. Zaproponowano model mikromechaniczny laminatu krzyżowego, który jest w stanie wyznaczyć obciążenie krytyczne, przy którym warstwy poprzeczne do kierunku obciążenia tracą swoją nośność. Istotnym elementem modyfikacji metody uśredniania jest założenie, że za zniszczenie warstw poprzecznych w takich laminatach odpowiada koncentracja naprężeń rozciągających w matrycy.

Nieliniową odpowiedź warstw poprzecznych rozpatrywanego laminatu wyznaczono za pomocą numerycznej homogenizacji. Obliczenia wykonano na przykładzie kompozytu szklano-epoksydowego, E-glass/MY750. W niniejszej pracy modele mikromechaniczne warstw poprzecznych poddano trzem rodzajom poprzecznego obciążenia, tj. ścinaniu, rozciąganiu i ścisaniu prostopadle do kierunku włókien. Wykorzystano w tym celu dwuwymiarowe komórki elementarne z losowym rozkładem 39 włókien. Podobnie jak w moich poprzednich pracach [2, 4], do utworzenia losowych rozkładów włókien wykorzystano algorytm Wongsto i Li. Na brzegach komórek elementarnych wymuszano warunki periodyczności. Analizowano zarówno mechanizm odklejania się włókien od matrycy, jak też mechanizm plastycznego ścinania matrycy. Wykorzystano w tym celu modele materiałowe pęknięcia interfejsu i uplastycznienia matrycy omówione już w moich wcześniejszych pracach [1-3, 5], tj. model Alfano i Crisfielda oraz model Druckera-Pragera. Szczególną uwagę poświęcono kalibracji wymienionych modeli materiałowych. Krzywą umocnienia matrycy epoksydowej wyznaczono w taki sposób, aby odpowiedź modelu mikromechanicznego na wzdłużne ścinanie była zgodna z doświadczalną krzywą ścinania badanego kompozytu. Parametry modelu pęknięcia interfejsu dobrano w taki sposób, aby naprężenie krytyczne otrzymane z modelu mikromechanicznego warstwy obciążonej poprzecznym ścisaniem odpowiadało wartości doświadczalnej. Liniową odpowiedź warstw podłużnych rozpatrywanego laminatu wyznaczono analitycznie za pomocą modelu Reussa (prawa mieszanin).

¹¹ S.L. Gao, E. Mader, *Composites: Part A*, 33 (2002), 559-576.

¹² J.A. Nairn, *J. Comp. Mat.*, 23 (1989), 1106-1129.

¹³ E.J. Barbero, D.H. Cortes, *Compos.: Part B*, 41 (2010), 124-132.

¹⁴ E. Totry, C. González, J. Llorca, J. Molina-Aldareguía, *Int. J. Fract.* 158 (2009), 197-209.

¹⁵ G. Soni, R. Singh, M. Mitra, B.G. Falzon, *Int. J. Solids Struct.* 51 (2014), 449-461.