

Autoreferat

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), 225-231, IF:1.522 / IF₅:1.965, (udział habilitanta 100%).

[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, (udział habilitanta 100%).

[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, (udział habilitanta 100%).

[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, (udział habilitanta 100%).

[5] Romanowicz M., *Initiation of kink bands from regions of higher misalignment in carbon fiber reinforced polymers*, Journal of Composite Materials, SAGE, doi:10.1177/0021998313498106, IF:0.936 / IF₅:1.181, (udział habilitanta 100%).

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 wykorzystywałam 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. Wykorzystywałem 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 niejawnego (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. interfaza. 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 skalarne parametru uszkodzenia. W pracy do modelowania pękania interfejsu wykorzystano dwuliniowy kohezyjny model pękania (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 wynikającą ze stosowania powyższego modelu pękania 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 pękania 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 napelnienia włóknem 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 włóknem 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 napelnienia 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 napelnienia 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 włóknem i matrycą znika strefa osłabienia. W pracy wykazano, że w przypadku losowego rozmieszczenia włókien, lokalne rozkłady naprężeń na granicy pomiędzy włóknem 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 interfejsy 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 napełnienia 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 skalarnego 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 interfacji trudno jest eksperymentalnie badać jej własności mechaniczne. Alternatywą do badań doświadczalnych jest modelowanie mikromechaniczne, w którym własności interfacji 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 interfacji 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 interfacji 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 interfacji zmienia się wykładniczo wraz z oddalaniem się od granicy włókna zgodnie z modelem interfacji 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 interfazie 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 interfazą (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 interfazy oraz jej grubość wydają się być wiarygodne w świetle badań mikroskopowych przeprowadzonych przez Gao i Madera¹¹, polegających na nakłuwaniu interfazy w kompozycie szklano-epoksydowym.

Ad [5]. Celem naukowym tej pracy było opracowanie modelu mikromechanicznego opisującego rozwój uszkodzeń w polimerowych kompozytach wzmocnionych ciągłym włóknem w wyniku osiowego ściskania. Ściskanie kompozytów polimerowych wzdłuż kierunku włókien wywołuje złożony mechanizm zniszczenia polegający na jednoczesnym uplastycznieniu matrycy i mikrowyboczeniu włókien. Kluczową rolę w procesie zniszczenia przypisuje się imperfekcjom kształtu włókien, które zawsze występują w rzeczywistych kompozytach. Geometryczne osłabienie materiału związane z utratą stateczności włókien prowadzi do gwałtownej utraty sztywności przez cały kompozyt. Makroskopowymi objawami takiego zniszczenia jest pokrytyczna deformacja próbki kompozytowej przy malejących naprężeniach oraz lokalizowanie się odkształceń w charakterystycznych pasmach (ang. kink-bands) o grubości 20 – 40 razy średnica włókna, nachylonych pod kątem 10° - 30° do kierunku poprzecznego. Pasma te utworzone są z uplastycznionej matrycy i skręconych (wyboczonych) włókien. Ze względu na to, że utrata stateczności przez włókna ma charakter dynamiczny i lokalny, trudno jest eksperymentalnie śledzić proces inicjacji i rozwoju tych pasm. Alternatywnym sposobem prognozowania zniszczenia kompozytów polimerowych w wyniku wzdłużnego ściskania jest modelowanie mikromechaniczne za pomocą metody elementów skończonych.

W prezentowanej pracy zaproponowano nowe podejście do modelowania wzdłużnego ściskania kompozytów polimerowych, które wykorzystuje periodyczną komórkę elementarną z niejednorodnym rozkładem sinusoidalnych imperfekcji włókien. W literaturze przedmiotu utarło się przekonanie, że do modelowania właściwego nachylenia pasm skręconych włókien potrzebne są swobodne boki modelu mikromechanicznego. Wynika to stąd, że nie podparte włókna na bokach modelu deformują się łatwiej niż odpowiednie włókna znajdujące się wewnątrz modelu (ang. free-edge effect). W ten sposób, swobodne boki działają jak koncentrator naprężeń i wywołują inicjację pasm skręconych włókien pod odpowiednim kątem. W swojej pracy pokazałem, że swobodne boki modelu mikromechanicznego nie są konieczne do modelowania właściwego nachylenia pasm skręconych włókien. Inspiracją do wykonania moich badań numerycznych były eksperymenty wykonane przez Sutcliffe i Yuwono¹², którzy zauważyli, że inicjacja takich pasm może wystąpić również w wyniku koncentracji naprężeń spowodowanych niejednorodnym rozkładem imperfekcji wewnątrz modelu. W swojej pracy założyłem więc, że sinusoidalne imperfekcje włókien są niejednorodne i powtarzają się periodycznie w kompozycie. Założenie to zrealizowałem przyjmując, że amplituda imperfekcji maleje wraz z oddalaniem się od środka modelu oraz, że boki modelu nie są swobodne lecz są na nich zadane periodyczne warunki brzegowe.

W omawianym artykule zbudowano dwuwymiarowe modele MES dla komórek elementarnych zawierających 60 włókien. Analizowano zniszczenie jednokierunkowo wzmocnionego kompozytu z włóknami węglowymi AS4 i termoplastyczną matrycą PEEK. Do utworzenia modeli mikromechanicznych przyjęto rzeczywiste parametry geometryczne sinusoidalnych imperfekcji badanego kompozytu opisane w literaturze. Odkształcenia plastyczne w matrycy były obliczane z warunku Druckera-Pragera oraz stowarzyszonego prawa płynięcia. W tej pracy przyjęto dla matrycy model ciała plastycznego z umocnieniem izotropowym. Krzywą umocnienia dla termoplastycznej matrycy dobrano w taki sposób, aby odpowiedź modelu mikromechanicznego na wzdłużne ścinanie była zgodna z doświadczalną

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

¹² M.P.F. Sutcliffe, A.H. Yuwono, Scr Mater, 45 (2001), 831-837.

krzywą ścinania badanego kompozytu. W przeprowadzonych badaniach skoncentrowano się na porównaniu wyników modelowania otrzymanych z zaproponowanego modelu z wynikami uzyskanymi z trzech modeli literaturowych¹³ różniących się warunkami brzegowymi i rozkładem sinusoidalnych imperfekcji włókien. Obliczenia numeryczne wykonano dla modeli ze swobodnymi bokami oraz jednorodnym i niejednorodnym rozkładem imperfekcji a także dla modeli z zadanymi na bokach warunkami periodyczności oraz jednorodnym i niejednorodnym rozkładem imperfekcji. W celu uwiarygodnienia wyników modelowania, otrzymane charakterystyki numeryczne porównano z danymi eksperymentalnymi i analitycznymi.

Najpierw, w prezentowanej pracy wyznaczono za pomocą numerycznej homogenizacji pełne makroskopowe krzywe osiowego ściskania badanego kompozytu, które pozwoliły ocenić kolejne etapy zniszczenia, tj. zarówno stan krytyczny jak i pokrytyczny. Przeprowadzono analizę parametryczną opisującą wrażliwość otrzymanych krzywych ściskania na zmianę parametrów geometrycznych imperfekcji. Pokazano, że zwiększenie liczby sinusoidalnych włókien w modelach z niejednorodnym rozkładem imperfekcji obniża wytrzymałość kompozytu na wzdluzne ściskanie, w podobny sposób, jak zwiększenie amplitudy sinusoidalnych włókien w modelach z jednorodnym rozkładem imperfekcji. Porównanie wartości naprężeń krytycznych wyznaczonych numerycznie z wartościami prognozowanymi za pomocą modeli analitycznych opracowanych przez Barbero¹⁴ oraz Budianskiego i Flecka¹⁵ pokazało, po pierwsze, że modele numeryczne z zadanymi na bokach warunkami periodyczności oraz modele analityczne dają podobne wartości naprężeń krytycznych, oraz po drugie, że swobodne boki w modelach numerycznych obniżają naprężenia krytyczne. Natomiast porównanie wartości naprężeń krytycznych wyznaczonych numerycznie z wartością literaturową otrzymaną z badań doświadczalnych umożliwiło precyzyjne ustalenie parametrów geometrycznych imperfekcji w analizowanych modelach.

Następnie przeprowadzono weryfikację mechanizmu zniszczenia odtworzonego za pomocą modelowania mikromechanicznego. Rozwój uszkodzeń w badanym kompozycie oceniano na poziomie mikro na podstawie rozwoju odkształceń plastycznych w matrycy i naprężeń osiowych we włóknach. W ten sposób ustalono, że model z zadanymi na bokach warunkami periodyczności oraz niejednorodnym rozkładem imperfekcji prognozuje powstanie nachylonych pasm skręconych włókien pod kątem zgodnym z kątem obserwowanym doświadczalnie dla badanego kompozytu. Co więcej, tylko zaproponowany model prognozuje powstanie tych pasm w wyniku pokrytycznej lokalizacji uszkodzeń. W pozostałych modelach nachylenie pasm albo w ogóle nie występowało albo pojawiało się jeszcze przed osiągnięciem stanu krytycznego. Analizowanie zmian naprężeń osiowych we włóknach pozwoliło ocenić proces mikrowyboczenia włókien. Podczas tego procesu naprężenia osiowe we włóknach zmieniały się ze ściskających na rozciągające. Porównanie mikrowyboczenia w rozpatrywanych modelach ujawniło kolejną zaletę zaproponowanego podejścia polegającą na tym, że tylko w periodycznych modelach naprężenia osiowe we włóknach są wrażliwe na zmianę rozkładu imperfekcji. Wynika to stąd, że w modelach ze swobodnymi bokami proces mikrowyboczenia włókien jest inicjowany przez koncentracje naprężeń na swobodnych bokach a nie przez koncentracje naprężeń wywołane niejednorodnym rozkładem imperfekcji wewnątrz modelu. Wykonane analizy numeryczne potwierdziły, że zaproponowany model mikromechaniczny jest w stanie nie tylko poprawnie prognozować naprężenia krytyczne ale także właściwie modelować rozwój uszkodzeń w badanym kompozycie.

¹³ S. Kyriakides, R. Arseculeratne, E.J. Perry, K.M. Liechti, *Int. J. Solids Struct.*, 32 (1995), 689–738.

¹⁴ E.J. Barbero, *J. Compos. Mater.*, 32(1998), 483–502.

¹⁵ B. Budiansky, N.A. Fleck, *J. Mech. Phys. Solids*, 41(1993), 183–211.

- podsumowanie

W skład mojego osiągnięcia naukowego wchodzi opracowanie oraz weryfikacja oryginalnych 5 numerycznych modeli mikromechanicznych opisujących sztywność i wytrzymałość polimerowych kompozytów wzmocnionych ciągłym włóknem. Zaprezentowane komórki elementarne służą do obliczenia sztywności oraz do prognozowania kumulacji uszkodzeń i pęknięcia wymienionych kompozytów w szerokim spektrum obciążeń, tj. w warunkach poprzecznego rozciągania, poprzecznego ściskania, wzdłużnego rozciągania, wzdłużnego ściskania oraz kombinacji poprzecznego ściskania i wzdłużnego rozciągania. Pozwalają one zamodelować mechanizm zniszczenia polimerowych kompozytów włóknistych w wyniku: odklejenia się włókien od matrycy, pęknięcia włókien, plastycznego ścinania matrycy oraz mikrowyboczenia włókien. W analizie sztywności oraz rozwoju uszkodzeń uwzględniono wpływ niejednorodności mikrostruktury wymienionych kompozytów w postaci: losowego rozkładu włókien, obecności niejednorodnej interfazy oraz niejednorodnego rozkładu imperfekcji włókien. Weryfikację zaproponowanych modeli mikromechanicznych przeprowadzono w oparciu o literaturowe badania doświadczalne oraz istniejące modele analityczne.

5. Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo - badawczych (artystycznych)

5.1. Publikacje nie wchodzące w skład osiągnięcia naukowego

Wyniki badań naukowych zawarte w mojej pracy doktorskiej opublikowałem wspólnie z promotorem prof. A. Sewerynem w 2 renomowanych czasopismach z bazy Journal Citation Reports oraz w 1 rozdziale monografii w języku angielskim. Chciałbym w tym miejscu nadmienić, że publikacje te ukazały się po obronie pracy doktorskiej i nie były wcześniej zaliczane do mojego dorobku naukowego.

[6] Seweryn A., Romanowicz M., *Strength criteria for wood under the conditions of complex stress state*, Materials Science, Springer, Vol.43, N 3 (2007), pp. 343-350, IF:0.165 / IF₅:0.262, (udział habilitanta 75%).

[7] Romanowicz M., Seweryn A., *Verification of a non-local stress criterion for mixed mode fracture in wood*, Engineering Fracture Mechanics, Elsevier, Vol.75, N 10 (2008), pp. 3141-3160, IF:1.713 / IF₅:1.733, (udział habilitanta 75%).

[8] Seweryn A., Romanowicz M., *Fracture of wood under biaxial loading conditions* in Mathematical Methods in Continuum Mechanics, Editors: Wilmański K., Michalak B., Jedrysiak J., chapter 25, pp.403-420, Wydawnictwo Politechniki Łódzkiej, 2011, (udział habilitanta 75%).

- omówienie ww. prac

Ad [6]. W pracy zaprezentowano nowe podejście do obliczania wytrzymałości drewna w jednorodnych stanach naprężeń oparte na formułowaniu dla każdego mechanizmu zniszczenia lokalnego warunku wyężeniowego. Warunki te prognozują pęknięcie za pomocą określonej funkcji składowych wektora naprężenia na płaszczyźnie krytycznej. Powszechnie do prognozowania wytrzymałości drewna w jednorodnych stanach naprężeń, tj. dla próbek drewnianych bez szczelin, wykorzystuje się kryteria empiryczne, np. kryterium Tsai-Wu.

Główną wadą klasycznego podejścia jest opisywanie wszystkich mechanizmów zniszczenia za pomocą jednej funkcji. Punktem wyjścia do formułowania lokalnych funkcji pęknięcia było założenie, że drewno jest materiałem ortotropowym zawierającym pierwotne wady materiałowe w postaci mikropęknięć znajdujących się w ściankach komórek drewna. W pracy sformułowano lokalne warunki wytrzymałościowe dla czterech mechanizmów zniszczenia drewna, tj. pęknięcia wzdłuż komórek osiowych, poprzecznego zgniecenia komórek osiowych, pęknięcia w poprzek komórek osiowych i wyboczenia komórek osiowych. W celu weryfikacji zaproponowanych lokalnych funkcji pęknięcia wykorzystano badania eksperymentalne wytrzymałości drewna w płaskim stanie naprężenia przedstawione w pracy Eberhardsteinerja¹⁶. Przeprowadzona weryfikacja doświadczalna potwierdziła skuteczność prognozowania wytrzymałości drewna za pomocą lokalnych warunków wytrzymałościowych.

Ad [7]. W niniejszej pracy zaprezentowano rozwinięcie nielokalnego kryterium pęknięcia Seweryna i Mroza¹⁷ do prognozowania pęknięcia drewna w niejednorodnych stanach naprężeń wywołanych istnieniem szczelin. Modyfikacja kryterium pęknięcia Seweryna i Mroza polegała na wykorzystaniu osobliwych rozkładów naprężeń w okolicy wierzchołka szczeliny dla materiału ortotropowego oraz lokalnych funkcji pęknięcia sformułowanych dla drewna w pracy [6]. Rozkład naprężeń w przypadku materiału ortotropowego zależy nie tylko, jak to jest w przypadku materiału izotropowego, od obciążenia zewnętrznego, długości szczeliny i kształtu elementu, ale także od stałych sprężystości materiału oraz od położenia osi ortotropii. W prezentowanej pracy do oceny kruchego pęknięcia drewna przy mieszanym sposobie obciążenia wykorzystano krytyczne wartości współczynników intensywności naprężeń. Konturami granicznymi zmodyfikowanego kryterium pęknięcia, w układzie współczynników intensywności naprężeń K_I i K_{II} są obrócone względem środka układu elipsy o różnych półosiach. Jedynie w przypadku szczególnym, gdy szczelina nacięta jest w kierunku jednej z osi ortotropii, to kontur graniczny sprowadza się do nieobróconej elipsy. Następnie przeprowadzono weryfikację doświadczalną zaproponowanego kryterium w złożonym stanie obciążenia na płaskich próbkach drewnianych z brzegową szczeliną. W badaniach rozpatrzono szczegółowo przypadek dowolnie skierowanych względem osi ortotropii szczelin znajdujących się w próbkach obciążonych kombinacją rozciągania i ścinania wzdłużnego. Otrzymane z badań krytyczne wartości sił rozciągających i ścinających wykorzystano do obliczenia krytycznych wartości K_I i K_{II} . Współczynniki intensywności naprężeń K_I i K_{II} dla badanych próbek wyznaczono numerycznie metodą elementów skończonych wykorzystując technikę kwadratowej ekstrapolacji. Wartości doświadczalne krytycznych współczynników intensywności naprężeń dla różnych kombinacji rozciągania i ścinania oraz różnych kątów między szczeliną i główną osią ortotropii porównano z wartościami obliczonymi za pomocą nielokalnego kryterium pęknięcia oraz klasycznego kryterium Griffitha. Uzyskano bardzo dobry wynik porównania jedynie w przypadku nielokalnego kryterium pęknięcia. Kryterium Griffitha zaniżało krytyczne wartości K_I i K_{II} .

5.2. Kierowanie krajowym projektem badawczym

Uzyskałem finansowanie własnego projektu badawczego pt. „*Mikromechaniczne modelowanie zniszczenia polimerowych kompozytów włóknistych*” w konkursie SONATA 2 ogłoszonym przez Narodowe Centrum Nauki. Konkurs dotyczył finansowania projektów badawczych, mających na celu stworzenie unikatowego warsztatu naukowego, realizowanych

¹⁶ J. Eberhardsteiner, *Mechanisches Verhalten von Fichtenholz*, Springer, Wien, 2002.

¹⁷ A. Seweryn, Z. Mróz, *Engng Fract Mech*, 51(1995), 955–73.

przez osoby rozpoczynające karierę naukową posiadające stopień naukowy doktora. Projekt badawczy Nr DEC-2011/03/D/ST8/04817 będzie realizowany w latach 2012-2017. Istotą mojego projektu jest modelowanie numeryczne zagadnień zniszczenia ww. kompozytów przy pomocy zaawansowanych procedur MES, takich jak np. implementowanie niestandardowych związków konstytutywnych, opracowanie algorytmów budowania komórek elementarnych dla niejednorodnej mikrostruktury kompozytów, obliczanie pokrywających odpowiedzi kompozytów z wykorzystaniem modelu dynamiki odkształcalnego ośrodka ciągłego, itp.

5.3. Autorstwo patentu RP

[9] Romanowicz M., *Przyrząd do zadawania złożonego stanu naprężenia w kompozytach na próbce typu Iosipescu*, Nr prawa wyłącznego 203791, Wiadomości Urzędu Patentowego, Nr 11, 2009, (udział habilitanta 100%).

Ad [9]. Przedmiotem wynalazku jest przyrząd do zadawania złożonego stanu naprężenia w kompozytach na próbkach płaskich z centralnym karbem typu Iosipescu. Najbardziej rozpowszechnione metody badania materiałów w złożonych stanach naprężeń wykorzystują próbkę rurkową, którą poddaje się działaniu jednoczesnego skręcania ze ściskaniem lub rozciąganiem, ewentualnie działaniu ciśnienia wewnętrznego. Niestety wykonywanie próbek rurkowych z kompozytów jest niesłychanie drogie i pracochłonne. Próbka typu Iosipescu jest powszechnie wykorzystywana do badania ścinania. W tej pracy autor zaproponował modyfikację klasycznego przyrządu do obciążania próbki typu Iosipescu polegającą na obróceniu próbki, w taki sposób, aby próbka w swojej centralnej części była poddana działaniu kombinacji ścinania i rozciągania lub ścinania i ściskania.

5.4. Recenzowanie publikacji w czasopismach międzynarodowych

- liczba recenzji w czasopismach znajdujących się w bazie JCR wynosi 6

Mechanics Research Communications (MRC-D-08-00353R1), Engineering Fracture Mechanics (EFM-D-11-00105, EFM-D-11-00166, EFM-D-13-00261), Computational Materials Science (COMMAT-D-11-01367), Journal of Composite Materials (JCM-10-0372)

- liczba recenzji w pozostałych czasopismach 4

Mechanics and Control (2012), Acta Mechanica et Automatica (2008, 2*2012)

5.5. Nagrody i wyróżnienia

- 2 nagrody indywidualne Rektora PB III stopnia za wyróżniającą działalność naukową (2007,2010)
- 4 nagrody zespołowe Rektora PB III stopnia za wyróżniającą działalność naukową i organizacyjną (2008,2009,2011,2012)
- dyplom Komitetu Naukowego I Kongresu Mechaniki Polskiej za wyróżniającą się pracę (2007)
- stypendium habilitacyjne Rektora PB (2011)

6. Podsumowanie dorobku naukowo-badawczego habilitanta

6.1. Zestawienie ilościowe wszystkich publikacji naukowych napisanych po uzyskaniu tytułu magistra (od 1998)

- liczba wszystkich publikacji naukowych wynosi 48

| publikacje naukowe | przed uzyskaniem stopnia doktora | | | po uzyskaniu stopnia doktora | | |
|--|----------------------------------|--------|----------|------------------------------|--------|----------|
| | autor. | współ. | Σ | autor. | współ. | Σ |
| czasopisma z bazy Journal Citation Reports [1-7] | – | – | – | 5 | 2 | 7 |
| czasopisma spoza Journal Citation Reports | – | 6 | 6 | 1 | 4 | 5 |
| rozdziały w monografiach | – | 2 | 2 | – | 1 | 1 |
| patenty udzielone przez Urząd Patentowy RP | – | – | – | 1 | – | 1 |
| materiały konferencyjne | 1 | 15 | 16 | 4 | 6 | 10 |

6.2. Ocena parametryczna publikacji naukowych napisanych po uzyskaniu stopnia doktora (od 2007)

- sumaryczny "Impact Factor" zgodny z rokiem opublikowania wynosi $IF_{\Sigma} = 9.015$, sumaryczny pięcioletni $IF_{5\Sigma} = 11.006$,
- liczba cytowań publikacji, wg. bazy Web of Science, WoS = 14 (bez autocytowań WoS = 12),
- liczba cytowań publikacji, wg. bazy Scopus, Scopus = 19 (bez autocytowań Scopus = 17),
- indywidualna liczba punktów za publikacje po doktoracie, wg. wykazu MNiSW z dnia 21.12.2012 wynosi, MNiSW = 207.5,
- indeks Hirsha, wg. bazy Web of Science, h-index = 3,

| publikacje naukowe | wsp. oddział. (IF) | cyt. wg. Web of Science | cyt. wg. Scopus | udział autora % | indywidualne punkty MNiSW, |
|--------------------|--------------------|-------------------------|-----------------|-----------------|----------------------------|
| [1] | 1.522 | 2 | 3 | 100 | 30 |
| [2] | 2.349 | 3 | 5 | 100 | 45 |
| [3] | 1.878 | 2 | 2 | 100 | 30 |
| [4] | 0.452 | – | – | 100 | 15 |
| [5] | 0.936 | – | – | 100 | 30 |
| [6]* | 0.165 | 3 | 3 | 75 | $15 \cdot 0,75 = 11,25$ |
| [7] | 1.713 | 4 | 6 | 75 | $35 \cdot 0,75 = 26,25$ |
| pozostałe | – | – | – | 75/100 | 20 |
| Σ | 9.015 | 14 | 19 | – | 207.5 |

* - Uwaga: w pracy [6] moje nazwisko zostało poddane językowej transkrypcji z cyrylicy, tj. zamiast Romanowicz w bazie figuruje Romanovych.

6.3. Zestawienie ilościowe projektów badawczych

- liczba wszystkich projektów badawczych w których uczestniczyłem po uzyskaniu tytułu magistra (od 1998) wynosi 5

| projekty badawcze | przed uzyskaniem stopnia doktora | | | po uzyskaniu stopnia doktora | | |
|---|----------------------------------|-----------|----------|------------------------------|-----------|----------|
| | kierownik | wykonawca | Σ | kierownik | wykonawca | Σ |
| projekty krajowe finansowane z funduszy NCN/KBN/MNiSW | – | 1 | 1 | 1 | – | 1 |
| projekty krajowe finansowane z funduszy uczelnianych PB | 1 | – | 1 | 2 | – | 2 |

7. Działalność organizacyjna i dydaktyczna po uzyskaniu stopnia doktora (od 2007)

- sekretarz naukowy czasopisma Acta Mechanica et Automatica (2007-2011),
- członek komitetu organizacyjnego IV Międzynarodowego Sympozjum MZMiK w Augustowie (2007),
- członek Wydziałowej Komisji Rekrutacyjnej (2012),
- opracowanie wykładów "Metoda Elementów Skończonych", "Mechanika Analityczna" oraz ich prowadzenie dla studentów studiów magisterskich (2007-2013),
- opracowanie wykładów "Engineering Mechanics" oraz ich prowadzenie w j. angielskim dla studentów programu ERASMUS (2007-2008),
- opracowanie wykładów "Mechanika Kompozytów" dla doktorantów (2012),
- promotor 3 prac magisterskich,
- w ramach promocji Wydziału Mechanicznego PB, prowadziłem zajęcia pracowni technicznej z uczniami techników (2009-2012),
- modernizacja 2 stanowisk badawczych w laboratorium mechaniki "Wyznaczenie współczynnika restytucji" oraz "Zasada zachowania ruchu środka masy" (2007),