

MONOGRAFIE, STUDIA, ROZPRAWY

M52

Rafał Chatys

**ANALIZA STATYSTYCZNA
PARAMETRÓW WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH
W PROCESIE ZNISZCZENIA
KOMPOZYTÓW WŁÓKNISTYCH
Z WYKORZYSTANIEM PROCESU MARKOWA**

Kielce 2013

MONOGRAFIE, STUDIA, ROZPRAWY NR M52

Redaktor Naukowy serii

NAUKI TECHNICZNE – BUDOWA I EKSPLOATACJA MASZYN

prof. dr hab. inż. Stanisław ADAMCZAK, dr h.c.

Recenzenci:

prof. dr hab. inż. Józef KOSZKUL

prof. dr hab. inż. Gabriel WRÓBEL

Redakcja

Irena PRZEORSKA-IMIOŁEK

Projekt okładki

Tadeusz UBERMAN

© Copyright by Politechnika Świętokrzyska, Kielce 2013

Wszelkie prawa zastrzeżone. Żadna część tej pracy nie może być powielana czy rozpowszechniana w jakiegokolwiek formie, w jakiegokolwiek sposób: elektroniczny bądź mechaniczny, włącznie z fotokopiowaniem, nagrywaniem na taśmy lub przy użyciu innych systemów, bez pisemnej zgody wydawcy.

PL ISSN 1897-2691

Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej

25-314 Kielce, al. Tysiąclecia Państwa Polskiego 7

tel./fax 41 34 24 581

e-mail: wydawca@tu.kielce.pl

www.tu.kielce.pl/organizacja/wydawnictwo

SPIS TREŚCI

1. Wprowadzenie	7
2. Interpretacja modeli określających parametry wytrzymałościowe	11
2.1. Wprowadzenie	11
2.2. Wpływ obciążenia na właściwości i strukturę kompozytów polimerowych	13
2.3. Modele mechaniczne określające właściwości kompozytów polimerowych	18
2.3.1. Modele prognozowania mechanicznych właściwości włóknistych materiałów kompozytowych	18
2.3.2. Statystyczna wytrzymałość kompozytów polimerowych	19
2.3.2.1. Wytrzymałość pojedynczego włókna	20
2.3.2.2. Wytrzymałość wiązek włókien	20
2.3.3. Statyczna i zmęczeniowa wytrzymałość kompozytu	22
2.4. Znaczenie badań zmęczeniowych	23
2.4.1. Szacowanie stałych technicznych przy pomocy modeli homogenizacji	25
2.5. Podsumowanie	28
3. Modele i hipotezy wytrzymałościowe włóknistych materiałów kompozytowych	30
3.1. Wprowadzenie	30
3.2. Fenomenologiczne procesy określające wytrzymałość resztkową WMK	31
3.2.1. Fenomenologiczne hipotezy zniszczenia WMK poprzez kumulację uszkodzeń	35
3.3. Hipotezy oparte na zmienności wielkości prognozujących	37
3.4. Kwantyfikowanie stopnia uszkodzenia kompozytów polimerowych	39
3.5. Wpływ uderzenia na wytrzymałość resztkową	46
3.6. Procesy stochastyczne wykorzystujące teorię łańcuchów Markowa	48
3.7. Podsumowanie	48
4. Modelowanie właściwości wytrzymałościowych WMK	50
4.1. Wstępna analiza wpływu parametrów technologicznych na jakość wytworzonego kompozytu	50
4.1.1. Analiza parametrów technologicznych na właściwości wytrzymałościowe kompozytu warstwowego formowanego metodą L-RTM	54
4.1.2. Wpływ starzenia na rozrzut właściwości mechanicznych kompozytu warstwowego	55
4.1.3. Analiza statystyczna naprężeń niszczących kompozyt polimerowego	59
4.1.4. Prognozowanie zniszczenia próbek metodą wygładzenia wykładniczego danych empirycznych metodą prognostyczną Browna	62
4.1.5. Metody prognozowania właściwości wytrzymałościowych WMK	65

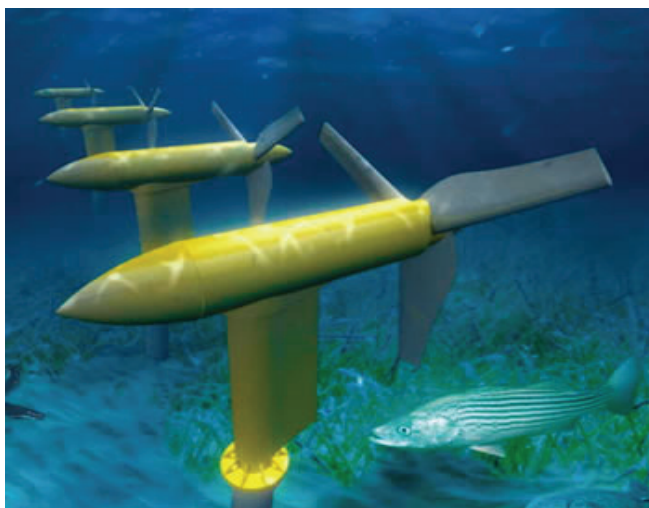
4.2. Analiza wpływu jakości ciętej krawędzi na właściwości wytrzymałościowe wyrobów kompozytowych wzmocnionych włóknem szklanym	65
4.3. Podsumowanie	73
5. Cel, teza i zakres pracy	75
6. Badania przygotowawcze	77
6.1. Uwagi wstępne	77
6.2. Metodyka i przebieg badań	77
6.2.1. Przygotowanie próbek	80
6.2.2. Analiza wyników	81
6.2.3. Wpływ związków chemicznych i korozyjnego środowiska na właściwości wytrzymałościowe i strukturę kompozytów polimerowych	84
6.3. Badania zmęczeniowe	89
6.3.1. Metodyka i przebieg badań	89
6.3.2. Analiza zmęczeniowa kompozytu formowanego metodą infuzji	90
6.4. Podsumowanie	94
7. Badania własne	95
7.1. Przygotowanie próbek	95
7.1.1. Technologia wytwarzania materiału o strukturze symetrycznej	99
7.1.2. Technologia wytwarzania materiału o strukturze niesymetrycznej	100
7.2. Określenie parametrów zmęczeniowych	102
7.2.1. Właściwości mechaniczne żywic polimerowych	103
7.2.2. Metodyka badań	105
7.3. Analiza statystycznych właściwości komponentów kompozytu polimerowego	106
7.3.1. Analiza rozkładów i parametrów statystycznych	106
7.3.2. Ograniczenia w planowaniu doświadczenia	115
7.4. Podsumowanie	116
8. Interpretacja modelu akumulacji zniszczeń zmęczeniowych według teorii łańcuchów Markowa	117
8.1. Założenia modelu zmęczeniowego	117
8.1.1. Lokalne naprężenia	120
8.1.2. Równanie krzywej zmęczeniowej	122
8.1.3. Rozkład granic zmęczeniowych przy ograniczonej liczbie cykli	124
8.1.4. Rozkład wytrzymałości resztkowej	124
8.2. Analiza parametrów wytrzymałościowych kompozytów włóknistych	125
8.2.1. Modelowanie wytrzymałości zmęczeniowej i wytrzymałości resztkowej kompozytów włóknistych o osnowie epoksydowej	125

8.2.2. Modelowanie wytrzymałości zmęczeniowej kompozytów włóknistych z uwzględnieniem procesów Markowa	126
8.2.3. Wpływ długości bazy pomiarowej próbki na wytrzymałość zmęczeniową	127
8.2.4. Proces rozkładu wytrzymałości zmęczeniowej na przykładzie rozpatrywanej mikroobjętości	131
8.2.5. Wpływ asymetrii próbki na wytrzymałość zmęczeniową	133
8.3. Przykład obliczeń numerycznych dla WKM o architekturze ułożenia [+45/-45]s	134
8.4. Określenie wpływu struktury kompozytu o architekturze [0°/90°] na osnowie poliestrowej na wytrzymałość zmęczeniową i wytrzymałość resztkową	136
8.4.1. Modelowanie wpływu środowiska korozyjnego na właściwości wytrzymałościowe kompozytu poliestrowo-szklanego z architekturą ułożenia [0°/90°] wytworzonego metodą infuzji	139
8.4.2. Wpływ kształtowania wymiarowego na modelowanie wytrzymałości zmęczeniowej i resztkowej	142
8.5. Podsumowanie	144
9. Podsumowanie i wnioski końcowe	146
9.1. Wnioski szczegółowe	146
9.2. Kierunki dalszych badań	153
Literatura	154
Streszczenie	171
Summary	173

1. WPROWADZENIE

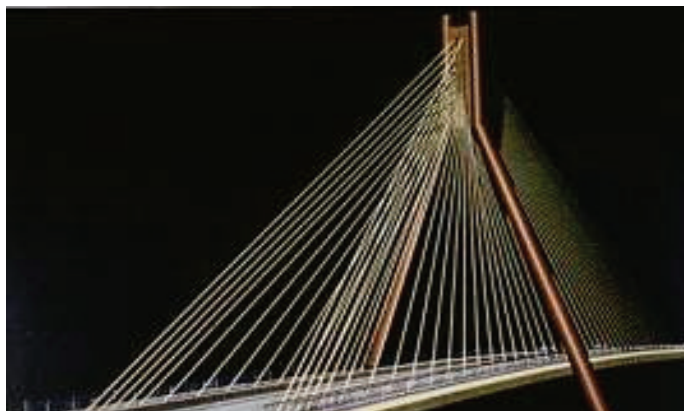
Na przestrzeni ostatnich lat obserwuje się znaczne zainteresowanie, w technice i życiu codziennym człowieka, kompozytami polimerowymi. Wytwarzanie nowych materiałów na podstawie polimerowej o szczególnych właściwościach, jakich nie uzyskują tradycyjne materiały konstrukcyjne, przyczyniły się do dużego zainteresowania włóknistymi materiałami kompozytowymi (WMK). Materiały te decydują o nowoczesności oraz znacznie lepszych właściwościach wytrzymałościowych wielu maszyn i urządzeń w porównaniu do tradycyjnych materiałów bez cząstek wzmacniających. Cenną cechą kompozytów jest możliwość projektowania ich struktury w kierunku uzyskania złożonych właściwości, co pozwala na szerokie zastosowanie ich we współczesnej technice i powoduje dalszy dynamiczny ich rozwój.

Z laminatów czy materiałów o podstawie polimerowej buduje się wiele konstrukcji, począwszy od łodzi, kajaków czy jachtów. Ogromną większość obecnych zastosowań w tej dziedzinie stanowią laminaty wzmocnione włóknami szklanymi, węglowymi, aramidowymi i hybrydowymi [114]. Ostatnio coraz większe zainteresowanie nowymi materiałami kompozytowymi widoczne jest w sektorze energetycznym. Z kompozytów budowane są elektrownie wiatrowe, których liczbę w samej Europie szacuje się na poziomie ok. 10.000. Natomiast zupełną nowością w ostatnich latach jest budowa instalacji elektrowni wykorzystujących energię przyływów i odpływów mórz i oceanów (rys. 1.1).

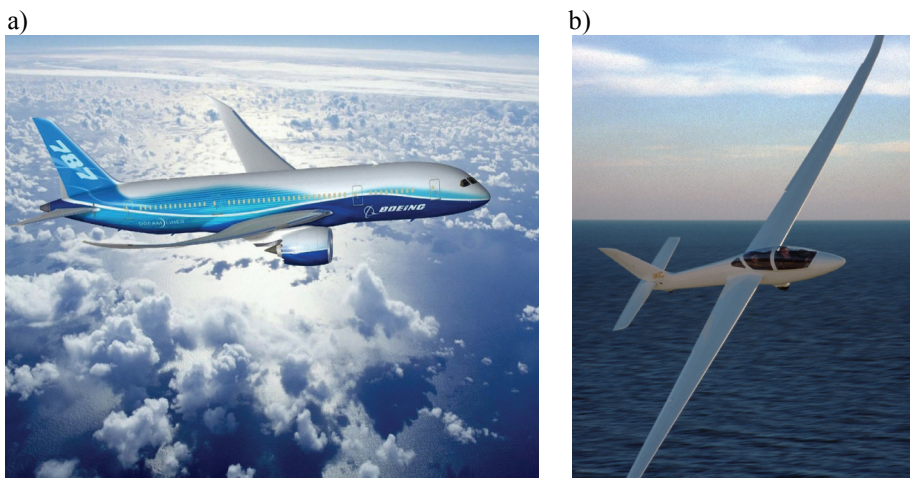


Rys. 1.1. Podwodne turbiny [101]

Kompozyty wzmocnione włóknami polimerowymi stosowane są również do budowy mostów (rys. 1.2). Już nie jako elementy uzupełniające, ale całe konstrukcje, czego przykładem jest most łączący Dublin i Belfast (o przęsłach długości 400 m i pylonach o wysokości 95 m o masie 11800 ton każdy oraz konstrukcji nośnej wykonanej z kompozytu wzmocnionego włóknem szklanym). Pojawiły się też technologie wykonywania nawierzchni mostów z kompozytów polimerowych wzmocnionych włóknami polimerowymi [287]. Kompozyty są coraz częściej stosowane w przemyśle motoryzacyjnym i w lotnictwie (rys. 1.3).



Rys. 1.2. Schemat mostu w San Diego (Kalifornia) [103, 287]



Rys. 1.3. Konstrukcje samolotów wykonanych z WMK: a) Boeing 787 „Dreamliner”, b) szybowiec [293]

Koncern Boeing produkuje nowy model samolotu dalekiego zasięgu Dreamliner, którego kadłub jest w całości zbudowany z kompozytów wzmocnionych

włóknami węglowymi, a nie jak do tej pory z aluminiowych sekcji modułowych [184]. Pozwoliło to na wyeliminowanie ok. miliona elementów w całej konstrukcji oraz problemu korozji, zmniejszając masę i tym samym zmniejszając zużycie paliwa o ok. 20% [292]. Jest pierwszym samolotem dalekiego zasięgu o znacznie mniejszych rozmiarach niż samoloty latające na tych dystansach (jak Boeing 747).

Zasięg maszyny wzrósł o 7% do 15,2 tys. km, a rozpiętość skrzydeł i długość maszyny zredukowano odpowiednio o 15% (do 57 m) i 30-35% (do 59 m) w porównaniu do Boeinga 747 [292]. Oprócz tych technologicznych zmian, nie zapominajmy o ogromnych stratach finansowych poniesionych przy zredukowaniu zniszczeń zmęczeniowych. Należy wspomnieć ostatnie straty firm lotniczych (w tym LOT-u) związanych z eksploatacją nowego dalekiego zasięgu Boeinga 787. Japońskie firmy lotnicze wcześniej wykazały, że koszt napraw (w tym uszkodzeń zmęczeniowych) przy obsłudze samolotu dwupokładowego Boeinga 747 z mniejszym udziałem materiałów kompozytowych (ok. 20%), były porównywalne z ceną nowego samolotu [72, 239]. Przyczyną tych strat były nieprawidłowości na poziomie projektowania, jakości wykonania i samego procesu eksploatacji (nowych procedur – nowoczesnych materiałów bez weryfikacji badawczej).

Dodatkowo materiały kompozytowe wzmacniane cząstkami dyspersyjnymi wykazują wyższą stabilność temperaturową oraz lepszą odporność na zużycie. Kompozyty o osnowie polimerowej składają się z włókien, wiązek włókien (około 6–10 tys. włókien) tworząc jednokierunkowy materiał. Warstwy włókien ułożone w jednym lub wielu kierunkach charakteryzują odpowiednio kompozyty jednokierunkowe i warstwowe (laminaty).

Różnorodność architektury ułożenia w kompozytach warstwowych spowodowała pojawienie się wielu problemów m.in. jak liczyć i modelować (szacować) właściwości wytrzymałościowe materiałów o osnowie polimerowej przy tak szybkim tempie rozwoju ich technologii wytwarzania (szczególnie w formach zamkniętych jak RTM, infuzja, worek próżniowy). Jak określać kryteria zniszczenia elementów konstrukcji przy wyborze metod wytwarzania i modelowaniu laminatu? Jak jakość wykonania i wybór metody formowania kompozytu warstwowego wpływają na charakterystyki zmęczeniowe konstrukcyjnych elementów? Aktualność tego problemu określili i uwypuklili autorzy tworzący strategię rozwoju technologicznego zaawansowanych materiałów polimerowych w naszym kraju w 2007 roku [269]: „...Rozwój nowoczesnych konstrukcji samochodowych, wprowadzanie nowych systemów napędu opartego o układy hybrydowe i paliwowo gazowe, jak również konieczność obniżenia zużycia paliwa sprzyjać będzie wprowadzaniu nowych technologii i materiałów opartych przede wszystkim na kompozytach. Wizja rozwoju motoryzacji zrealizowana może być w oparciu o technologię kompozytów termoplastycznych przede wszystkim wzmocnionych matami, włóknem węglowym i włóknem pochodzenia naturalnego. Ponadto opierać się będzie na rozwoju infuzyjnych technik formowania kompozytów osnową duroplastyczną, wytwarzania i stosowania prefabrykatów pultrudowanych, usprawnienia i wdrożenia nowoczesnych technik przetwarzania preimpregnatów SMC oraz maszyn i narzędzi technologicznych, początkowo im-

portowanych, a następnie produkowanych w kraju. Wizja ta przewiduje stosowanie i rozwój praktycznie większości technologii opartych na preimpregnatkach. Znaczący udział w elementach konstrukcji będą odgrywały kompozyty wzmocnione włóknami naturalnymi i węglowymi typu SMC i BMC formowane technologiami wtrysku i prasowania. Ten kierunek rozwoju wymusi zmiany zarówno w doborze materiałów na elementy karoserii i wyposażenia pojazdów, technologii ich wytwarzania i utylizacji. Nastąpi wzrost zastosowania termoplastów wzmocnionych włóknami długimi szklanymi oraz matami z takich włókien, intensyfikacja wykorzystania wzmocnień z włókien naturalnych, oraz bazaltowych, a także preform włóknistych (także 3D) wytworzonych w różnorodny sposób. W zależności od aktualnego stanu prac pierwsze wdrożenia winny nastąpić w okresie lat 2011-2015, a natomiast zastosowanie w skali masowej nie później niż w roku 2020”.

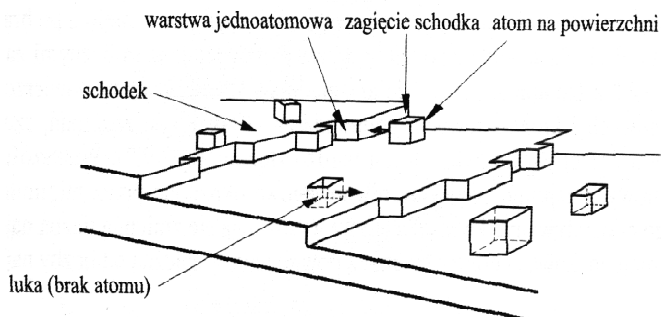
2. INTERPRETACJA MODELI OKREŚLAJĄCYCH PARAMETRY WYTRZYMAŁOŚCIOWE

2.1. Wprowadzenie

Zjawiska zachodzące w materiałach i elementach konstrukcyjnych poddanych zmiennym w czasie obciążeniom zewnętrznym, których efektem jest stopniowa utrata zdolności do przenoszenia złożonych obciążeń eksploatacyjnych nazywamy procesem zmęczenia.

Podstawą procesu zmęczenia, jak się dziś powszechnie uważa [230], są zjawiska uplastycznienia materiału w postaci poślizgu warstw atomowych – jeśli mamy na uwadze metale, oraz konformacji makrocząsteczek w warstwie powierzchniowej (tzw. selektywne gromadzenie się i zmiany rozmieszczenia splątanych łańcuchów) w materiałach polimerowych. Przypuszcza się, że poślizg w metalach, a także ustalony nadmiar powierzchniowy jednego ze składników polimerowych, pociąga za sobą degradację struktury materiału w rezultacie dyslokacji, lokalnych koncentracji, czy dyfuzji składników na granicy międzyfazowej materiału polimerowego. W ciałach stałych idealnie gładkie powierzchnie są rzadkością. Oddziaływanie obciążeń cyklicznych obserwowane pod mikroskopem, o różnych powiększeniach we wszystkich skalach wielkości powierzchni, wykazują zróżnicowaną, niejednorodną strukturę o stopniu szorstkości zmieniającym się w szerokich granicach. Powstają mikropęknięcia poprzez nukleacje (zarodkowanie) i wzrost pęknięcia (szczeliny) w materiałach metalicznych.

Natomiast elementami struktury atomowej materiałów polimerowych w dość uproszczonej formie, są schodki, luki, czyli puste miejsca po brakujących atomach (rys. 2.1 [199]), w których położenie równowagowe określa niejednakowa energia wiązań.



Rys. 2.1. Schemat nierówności w skali atomowej na powierzchni ciała stałego [199]

Struktura powierzchni rzeczywistej polimerów jest w większości przypadków niejednorodna i dość złożona. Mimo licznych modeli mających wyjaśnić genezę procesu zmęczeniowego, wciąż nie jest do końca ów proces wyjaśniony i znany. Pęknięcia zmęczeniowe pojawiają się na powierzchniach elementu w miejscu defektu, wtrącenia, czy na granicy ziaren (w miejscach dużej koncentracji naprężeń).

Zmęczenie materiału poddanego naprężeniom sprężystym opisuje krzywa $S-N$ (zawierająca cenne informacje przydatne do szacowania trwałości części maszyn) jako zależność maksymalnej wartości cyklicznie zmiennego naprężenia (S) w funkcji liczby cykli do zniszczenia próbki (N). Równania krzywych $S-N$ pozwalają na graficzne lub analityczne wyznaczenie granicy wytrzymałości zmęczeniowej dla dowolnej wartości współczynnika asymetrii ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$). Z uwagi na dużą rozbieżność właściwości wytrzymałościowych w materiałach kompozytowych po stronie rozciągania i ściskania, typowe wykresy Smitha i Haigha nie znajdują zastosowania przy ocenie wytrzymałości zmęczeniowej. Dlatego przy jej opisie stosuje się zależności wykazane w tabeli 2.1.

Tabela 2.1. Krzywe zmęczeniowe stosowane w opisie kompozytów [84, 160]

Wykresy zmęczeniowe określone krzywymi		
Goldmana	Gerbera	Soderberga
$\sigma_{r(c)} = \psi Z_{-1} + \sigma_m \left(1 - \frac{\psi Z_{-1}}{\sigma_g} \right)$	$\sigma_{r(c)} = \psi Z_{-1} + \sigma_m \left(1 - \left(\frac{\psi Z_{-1}}{\sigma_g} \right)^2 \right)$	$\sigma_{r(c)} = \psi Z_{-1} \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_a} \right)^\rho, \rho = 1, 2$
gdzie: $\psi = \begin{cases} \frac{\sigma_{gr}}{\sigma_{gc}} & \text{gdy } \sigma_{gr} > \sigma_{gc} \\ 1 & \text{gdy } \sigma_{gr} = \sigma_{gc} \\ \frac{\sigma_{gc}}{\sigma_{gr}} & \text{gdy } \sigma_{gr} < \sigma_{gc} \end{cases};$ $\sigma_g = \begin{cases} R_e & \text{dla materiałów kruchych;} \\ R_m & \text{materiałów plastycznych;} \end{cases}$ r/c – rozciąganie lub ściskanie; σ_m – naprężenie średnie; σ_a – naprężenie amplitudalne; Z_{-1} – granica zmęczenia przy danym typie obciążenia symetrycznego; R_m – wytrzymałość na rozciąganie (ściskanie); R_e – granica plastyczności		

Dokładność aproksymacji krzywej rozciągania weryfikowano w wielu pracach [150, 160] stałymi materiałowymi:

$$Z = \sigma(m \log n + b) \quad (2.1)$$

gdzie:

m, b – stałe materiałowe wyznaczone z badań doświadczalnych (przykładowe wartości tych parametrów dla osnowy wykonanej z żywicy epoksydowej i poliestrowej przedstawiono w tabeli 2.2).

Włókna o architekturze ułożenia 45° służyły przede wszystkim do oceny wytrzymałości na ścinanie, a wzrost udziału warstw o ułożeniu 90° powodowały gwałtowny spadek wytrzymałości zmęczeniowej.

Tabela 2.2. Wartości stałych służących do opisu krzywej wytrzymałości zmęczeniowej

Komponenty kompozytu		Architektura ułożenia	$R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$	Stale materiałowe	
				m	b
Włókno szklane E	Żywica epoksydowa	$[0^\circ/\pm 45^\circ/90^\circ]_S$	0,1	-0,1573	1,3743
		$[0^\circ/\pm 45^\circ/0^\circ]_S$		-0,1110	1,0935 [160]
		0°		-0,1201	1,1156 [133]
	Żywica poliestrowa	$[0^\circ/90^\circ]_S$		-0,116	1,162 [39, 44]
Włókno węglowe	Żywica epoksydowa	0°		-0,0873	1,2103 [159]
		0°		-0,0542	1,0420

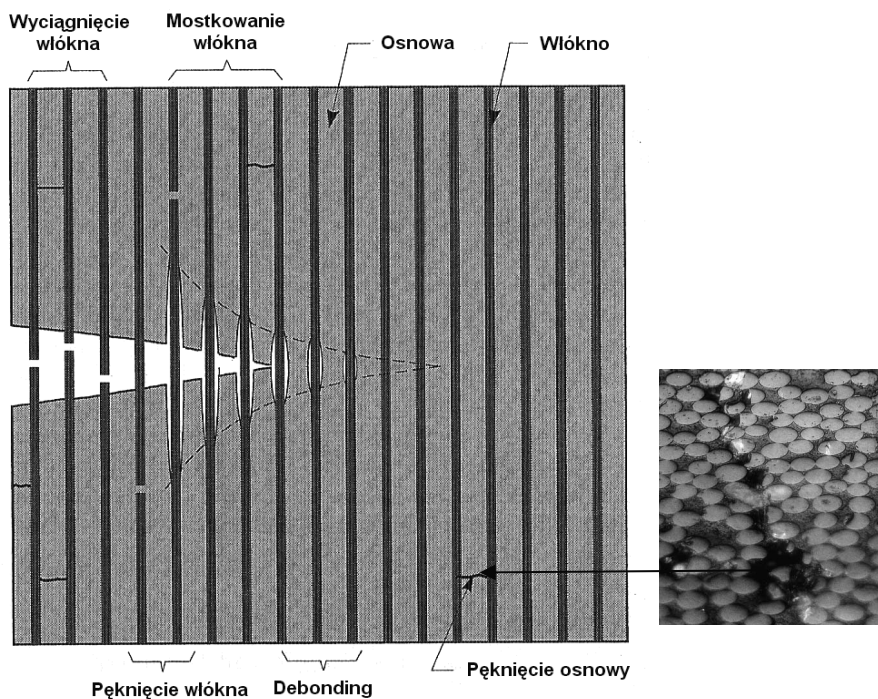
W kompozycie krzyżowym (cross-ply) zniszczeniu ulegają przede wszystkim warstwy o orientacji 90° , poprzez pękanie osnowy z jednoczesnym zjawiskiem wyciągania włókien z osnowy. Obciążenie przenoszone przez zniszczoną osnowę powodowało delaminację warstw szczególnie o ułożeniu 0° . Po czym ulegał zniszczeniu WKM. Ze wzrostem kąta ułożenia włókien malała wartość odkształcenia [99].

Należy podkreślić, iż powyższe podejście nie uwzględnia zjawisk fizycznych zachodzących wewnątrz materiału (stadium inicjacji pęknięcia w czasie propagacji tegoż pęknięcia).

2.2. Wpływ obciążenia na właściwości i strukturę kompozytów polimerowych

Degradacja mechaniczna kompozytów polimerowych, która następuje pod wpływem długotrwałych obciążeń stałych lub zmęczeniowych, wiąże się ze zmianami struktury materiału o zasięgu lokalnym lub obejmującym całą objętość bryły elementu (rys. 2.2). Zmiany te mają postać różnego rodzaju nieciągłości w postaci: debondingu, pęknięcia osnowy i włókien, delaminacji itd. (rys. 2.3–2.5) [45].

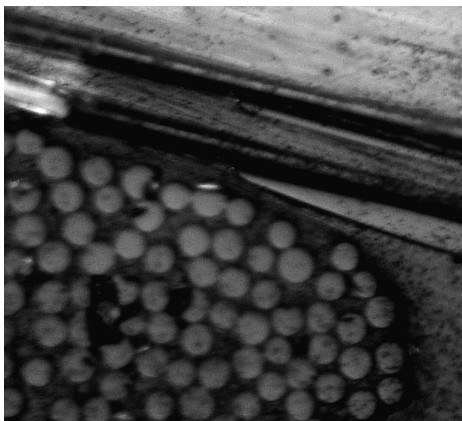
Procesy degradacji chemicznej [45] materiałów polimerowych również związane są ze zmianami właściwości i struktury molekularnej kompozytu (rys. 2.6–2.8) jakie zachodzą pod wpływem oddziaływania substancji chemicznych (kwasów i zasad), wody i czynników klimatycznych (promieniowania, temperatury).



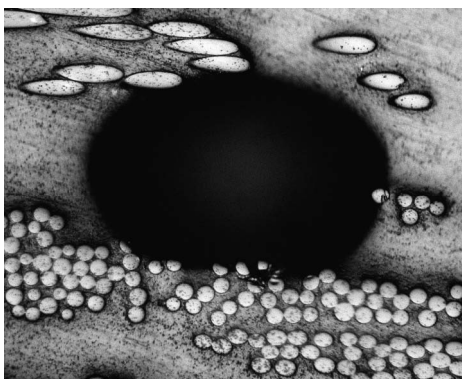
Rys. 2.2. Rodzaje defektów struktury kompozytów polimerowych [45]



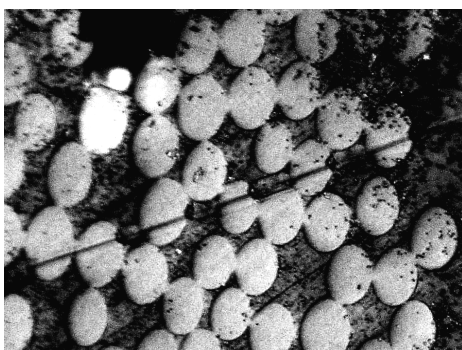
Rys. 2.3. Mikrostruktury kompozytu polimerowego na osnowie szklanej z widocznymi pęknięciami wzdłuż włókna i w matrycy (pow. x250) [45]



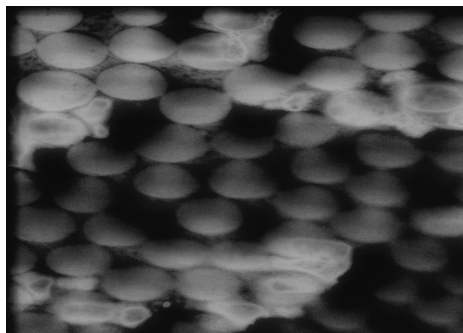
Rys. 2.4. Mikrostruktury kompozytu polimerowego na osnowie szklanej z odspojeniami i pęknięciami w osnowie (pow. x250) [51, 52]



Rys. 2.5. Mikrostruktury kompozytu polimerowego na osnowie szklanej z „pustkami” w osnowie i odspojeniami wokół włókien (pow. x250) [51]

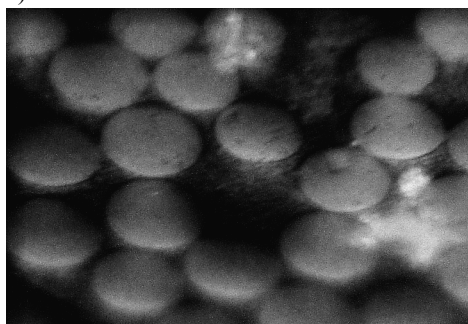


Rys. 2.6. Wpływ destrukcji wody na mikrostrukturę kompozytu na osnowie szklanej (pow. x250) [52]

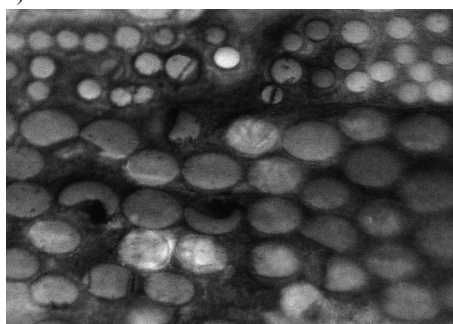


Rys. 2.7. Mikrostruktura kompozytu na osnowie szklanej poddana działaniu HNO_3 (pow. $\times 250$) [51]

a)



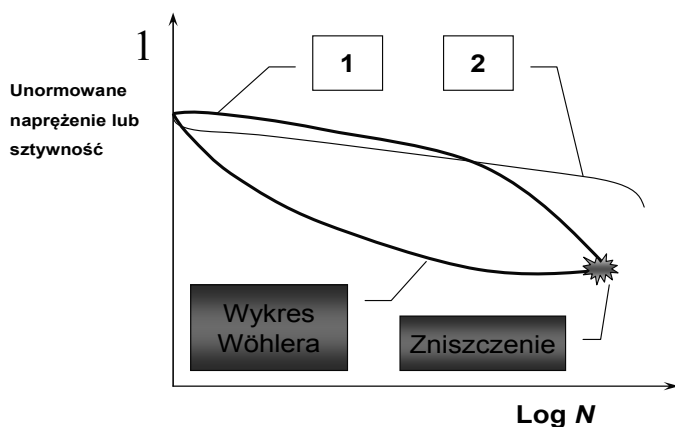
b)



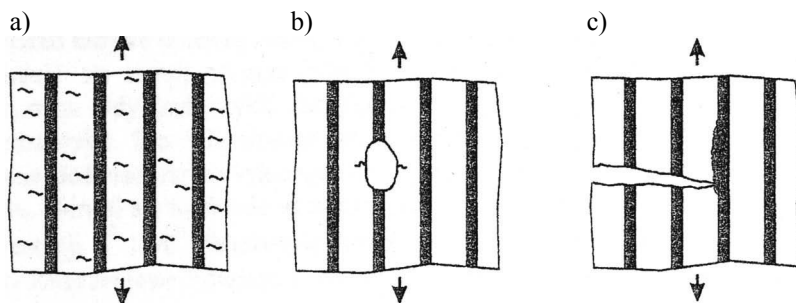
Rys. 2.8. Mikrostruktury kompozytu na osnowie szklanej poddane działaniu roztworów chemicznych: a) H_2SO_4 ; b) NaOH (pow. $\times 250$) [51]

Występowanie odkształceń plastycznych lub zmian właściwości kompozytu w przypadku degradacji WMK powodują nie tylko zmiany struktury. Przejawem degradacji materiału są spadki wartości modułów Younga (do momentu zniszczenia nawet o $40\div 50\%$ – rys. 2.9), wskaźników wytrzymałości czy wzrost charakterystyk tarcia wewnętrznego. Czasem występują okresowe wzrosty tych parametrów (sprężystości i wytrzymałości). Przeprowadzone badania [18, 19] wykazały, że przy większych średnicach włókien wzrasta prawdopodobieństwo pojawienia się wad powierzchniowych, np. mikropęknięć, uskoków, które sprzyjają rozwojowi pękania.

O wyborze włókna decyduje jednak nie tylko wytrzymałość, ale i wiele innych czynników, wynikających ze sposobu wytwarzania i środowiska pracy kompozytu. Zasadniczym czynnikiem przy projektowaniu zamierzonych właściwości kompozytu jest odpowiednie związanie ze sobą komponentów (włókno, osnowa). Brak dobrego związania powoduje brak możliwości przenoszenia obciążenia między włóknami i w efekcie pogorszenie właściwości [159] poprzez nieciągłości i samodzielnie pracującą matrycę (rys. 2.10).



Rys. 2.9. Schematyczny przebieg krzywej zmęczeniowej ($S-N$) laminatu bez karbu zachodzący pod wpływem obciążeń: 1 – względna wytrzymałość, 2 – modułu Younga [19, 141]



Rys. 2.10. Formy zniszczenia jednokierunkowych kompozytów (rozciąganie w kierunku równoległym do włókien [79, 141])

Pękanie osnowy zależy nie tylko od liczby cykli obciążenia, ale i od wartości odkształceń, a pękanie włókien od wytrzymałości najsłabszego włókna. Położenie i liczba zniszczonych włókien w kompozycie jest przypadkowa i rośnie wraz ze wzrostem liczby cykli obciążenia. Jeżeli zniszczeniu ulegnie duża liczba włókien to lokalna koncentracja naprężeń spowoduje zniszczenia kompozytu [79] poprzez powstające mikroszczeliny.

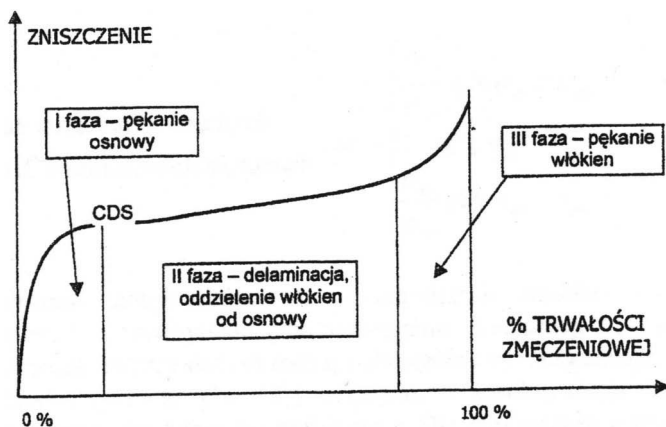
Wymienione w tabeli 2.3 czynniki mają duży wpływ na rodzaj mechanizmu zniszczenia. Talrej wyróżnił trzy fazy zniszczenia zmęczeniowego (rys. 2.11 [246]):

- faza I: pękanie osnowy – obejmuje ok. 20% zakresu trwałości zmęczeniowej;
- faza II: delaminacja i oddzielenie włókien od osnowy – po osiągnięciu punktu CDS (cumulative damage state) zaczyna się delaminacja i oddzielenie włókien od osnowy. W tej fazie wykres jest prawie równoległy do osi odciętych;
- faza III: pękanie włókien – następuje gwałtowny wzrost zniszczenia spowodowany pękaniem włókien i w konsekwencji zniszczenie kompozytu.

Tabela 2.3. Czynniki wpływające na mechanizm zniszczenia [246]

Lp.	Czynniki mechanizmu zniszczenia
1.	Właściwości fizykochemiczne umocnienia i osnowy
2.	Orientacja warstw indywidualnych w laminacie (konfiguracja, architektura ułożenia warstw w materiale/topologia laminatu)
3.	Rodzaj i parametry definiujące stan obciążenia
4.	Środowisko pracy (temperatura, wilgotność)
5.	Częstotliwość f
6.	Współczynnik skali próbki (szczególnie włókna Kevlaru)

Analiza obciążonego jednokierunkowego kompozytu w kierunku równoległym do włókien (rys. 2.11) zależy od liczby cykli obciążenia oraz od wartości odkształceń (jako wartości granicznej). O wiele trudniej przedstawia się ocena trwałości zmęczeniowej w zmiennym widmie obciążeń, stąd potrzeba poszukiwania uproszczonych metod umożliwiających tę ocenę.



Rys. 2.11. Fazy rozwoju zniszczenia zmęczeniowego w kompozytach polimerowych [141, 166, 246]

2.3. Modele mechaniczne określające właściwości kompozytów polimerowych

2.3.1. Modele prognozowania mechanicznych właściwości włóknistych materiałów kompozytowych

Rozwój nowoczesnych technologii wytwarzania konstrukcji z kompozytów wymaga coraz więcej informacji o ich właściwościach mechanicznych. Ze względu na ich specyficzne właściwości (np. wytrzymałość, sprężystość, duża

udarność, możliwości łatwego formowania) obszar zastosowań kompozytów z włóknami polimerowymi ciągle rośnie.

Mechanika kompozytów rozwijała się w oparciu o teorię deformacji i zniszczenia na bazie strukturalnych rozważań. Przy tworzeniu modeli obliczeniowych dążymy do związania charakterystyk komponentów kompozytu z wytrzymałością wyrobu. W ogólnym ujęciu matematyczny model wytrzymałości materiałów kompozytowych można przedstawić wyrażeniem [49]:

$$S_f = F[(\Psi, d, k, A)_{f,v}, \Psi_m(E, m, \mu, G, S, \varepsilon_p)_{f/m}, S_b, S_R, S_a] \quad (2.2)$$

gdzie:

- S, ε – naprężenie i deformacja;
- Ψ, d, k, A – objętość, rozmiar, ilość i rozkład włókien;
- l, f_m, f, v, m – indeksy wykorzystane przy określeniu właściwości: warstwy, warstwy jednokierunkowej, włókna, wiązki włókien, matrycy;
- E, μ, G – moduł Younga, współczynnik Poissona, moduł Kirchhoffa;
- P, b, R, a – indeksy, odnoszące się do granicznych wartości, wartości na powierzchni granicy faz, krytycznemu i przyłożonemu naprężeniu.

Do opisania wpływu wszystkich dostępnych, fizycznych charakterystyk konieczne są związki pomiędzy właściwościami włókna kompozytu jednokierunkowego czy kompozytu warstwowego.

2.3.2. Statystyczna wytrzymałość kompozytów polimerowych

Modele i hipotezy wytrzymałości statystycznej [277, 215], w większości przypadków, zbudowane są na związkach statystycznych pomiędzy wynikami badań stałoamplitudowych obciążeń, a wynikami dla obciążeń eksploatacyjnych czy im odpowiadających.

Statystyczne teorie wytrzymałości określały prace Danielsa [65], Bolotina [24], Robotnowa [208], Rozena [211], Tamuza, Teterca [146, 241], Kleinhofa [23, 49], Tsaia [252] i innych [54, 203, 260]. W większości badano wytrzymałość włókna w kompozycie przy różnych założeniach pracy matrycy i granicznej warstwy między komponentami kompozytu (adhezji). Architektura ułożenia włókien w materiale w dużym stopniu zależy od naprężeń wywołanych pracą materiału w konstrukcji, który jednocześnie powinien – przy stabilnej wytrzymałości – być lżejszy i odporniejszy na działanie środowiska, a przez to mniej podatny na powstawanie pęknięć [24, 41, 260, 262]. Przy modyfikacji materiału powinniśmy uwzględniać zmiany właściwości wytrzymałościowych kompozytu wraz ze wzrostem złożoności struktury. To znaczy, że średnia wytrzymałość włókna (S_f) jest większa od średniej wytrzymałości wiązki włókien (S_w), a średnia wytrzymałość nici wyższa od średniej wytrzymałości materiału jednokierunkowego (S_{UD}) i kompozytu (S):

$$S_f > S_w > S_{UD} > S \quad (2.3)$$

2.3.2.1. Wytrzymałość pojedynczego włókna

Wytrzymałość statystyczną pojedynczego włókna możemy określić z zależności:

$$m = \frac{V}{V_0} = \frac{l}{l_0} \quad (2.4)$$

gdzie:

- m – stała określająca zawartość defektów, którą można opisać funkcją rozkładu wytrzymałości $f(\sigma)$ przyjmując postać $mf(\sigma)d\sigma$, gdzie: $f(\sigma)d\sigma$ jest prawdopodobieństwem tego, że dana elementarna objętość ma wytrzymałość zawartą w przedziale od σ do $\sigma + d\sigma$ (tab. 2.4);
- V, l – objętość i długość pojedynczego włókna;
- V_0, l_0 – objętość i długość elementu włókna (gdzie l_0 jest średnicą $l_0 = d_f$).

Tabela 2.4. Funkcje rozkładu wytrzymałości określające zawartość defektów w kompozycie

Zależności określające defekty w kompozycie	Objaśnienie
$\left[\int_{\sigma}^{\infty} f(\sigma) d\sigma \right]^{m-1}$	prawdopodobieństwo, że wytrzymałość elementarnej objętości jest większa od σ , oraz że żaden z m elementów nie zniszczy się przy naprężeniu mniejszym lub równym σ ($\leq \sigma$)
$G(\sigma) = 1 - [1 - F(\sigma)]^m$ lub $G(\sigma) = 1 - \left[1 - \left(\frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_0} \right)^4 \right]^m$ gdzie: $\sigma_{\min}$ – dolna granica wytrzymałości σ_0 – wytrzymałość teoretyczna	Zniszczenie włókna w przedziale od 0 do σ , który przedstawia rozkład Weibulla

2.3.2.2. Wytrzymałość wiązek włókien

Jednym z pierwszych badających wytrzymałość wiązek włókien był Daniels, który obliczył maksymalne obciążenie w wiązce składającej się z n włókien [65]:

$$Z = n \cdot \frac{1}{\omega} (1 - Q(\omega)) \quad (2.5)$$

gdzie:

- $\omega = 1/S_{fi}$;
- S_{fi} – granica wytrzymałości i -tego włókna;
- $Q(\omega)$ – stopień zniszczenia wiązki (0...1).

Średnie naprężenie niszczące przy większym n i różnej funkcji prawdopodobieństwa (jeśli prawdopodobieństwo $F(Z)$, to $1 - F(Z)$ dąży do zera szybciej niż $1/Z$) przyjmuje postać:

$$Z_b = Z_{\max} \cdot (1 - F(Z_{\max})) \quad (2.6)$$

gdzie:

$Z_{\max}$ – maksymalne obciążenie, które wytrzymuje wiązka włókien.

Z powyższej analizy standardowe odchylenie przyjmie postać:

$$\sigma_{Zb} = Z_{\max} \sqrt{\frac{1}{n} \cdot F(Z_{\max}) \cdot (1 - F(Z_{\max}))} \quad (2.7)$$

Naprężenie niszczące wiązkę włókien w niewielkim stopniu zależy od długości włókna, w odróżnieniu od badanych oddzielnie włókien, w których proces dzielenia się włókien przy rosnącym obciążeniu osiągnie długość krytyczną poniżej której osnowa nie obciąża włókna, aby ono się zerwało [43, 49].

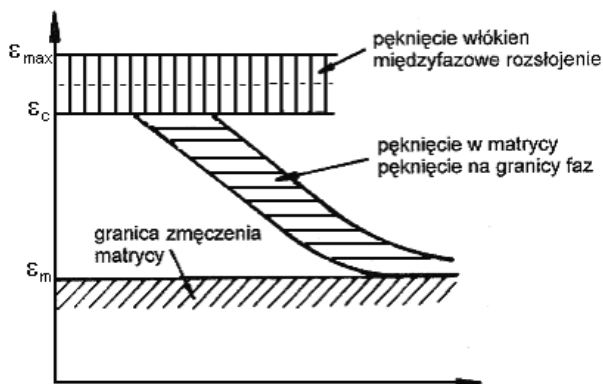
Przy deformacji wiązki włókien zniszczeniu ulegają na początku słabe włókna powodując zwiększenie naprężenia w wiązce, a następnie w kompozycie. I tylko po osiągnięciu naprężenia maksymalnego ($Z_{\max}$) zniszczy się wiązka z n ilości włókien. Wyższe naprężenia powodują przegrupowania naprężeń między pozostałymi w pracy włóknami na mniejszej długości L_{kp} .

Przedstawiona statystyczna hipoteza nagromadzenia się uszkodzeń wykorzystuje ich rozkład oraz wielkość uszkodzenia z uwzględnieniem krytycznej długości włókna.

Analizy badań kompozytów [20, 66] o słabym powiązaniu włókna z matrycą wykazały, że proces niszczenia przebiega w matrycy, czego efektem jest uwalnianie włókien (uwzględniając średnicę włókien, zmienność ich długości, stopień i jednorodność wypełnienia w kompozycie). Nie znaleziono istotnych różnic w procesie niszczenia na styku komponentów (międzyfazowym), tak dla obciążeń monotonicznych, jak i cyklicznych.

Pojedyncze, czy pierwsze pęknięcie włókna następują, gdy obciążenie przekroczy wytrzymałość najsłabszego włókna. Takiemu pęknięciu towarzyszy częściowe międzyfazowe rozwarstwienie pękniętego włókna od matrycy w krytycznym obszarze (obszarze pęknięcia). Przy obciążeniach cyklicznych powstają pęknięcia zmęczeniowe matrycy (rys. 2.12), gdyż odkształcenie matrycy jest mniejsze od odkształcenia wzmocnienia.

Ilości powstałych obszarów zniszczenia (defektów) jest tym większa, im większa jest liczba zrealizowanych cykli. W przypadku znacznych odkształceń pęknięcia matrycy mogą powiększać swój wymiar towarzysząc pękaniu włókien. Przy dojściu pęknięcia do włókna może pojawić się trzecia forma uszkodzenia zmęczeniowego – pęknięcie na granicy faz.



Rys. 2.12. Wykres zmęczeniowy dla jednokierunkowego kompozytu przy równoległym ułożeniu włókien do działających obciążeń [18, 66, 141, 145]

2.3.3. Statyczna i zmęczeniowa wytrzymałość kompozytu

Wytrzymałość jednokierunkowego kompozytu można określić stosując „prawo mieszanin” [80, 141]:

$$S_x = S_f \left(\Psi_f + \Psi_m \frac{E_{\max}}{E_f} \right) \quad (2.8)$$

gdzie:

S_x, S_f, S_m – granica wytrzymałości: wiązki włókien, włókna, matrycy [49, 50];

E_f, E_m – moduł Younga włókna i matrycy;

Ψ_f, Ψ_m – objętość włókna i matrycy;

S_x – naprężenie (siła przyłożona wzdłuż osi x).

Początkowe charakterystyki komponentów kompozytu mają postać:

$$S_f = \frac{S_x - S_m \cdot \Psi_m}{\Psi_f} \quad (2.9)$$

$$E_f = \frac{E_x - E_m \cdot \Psi_m}{\Psi_f} \quad (2.10)$$

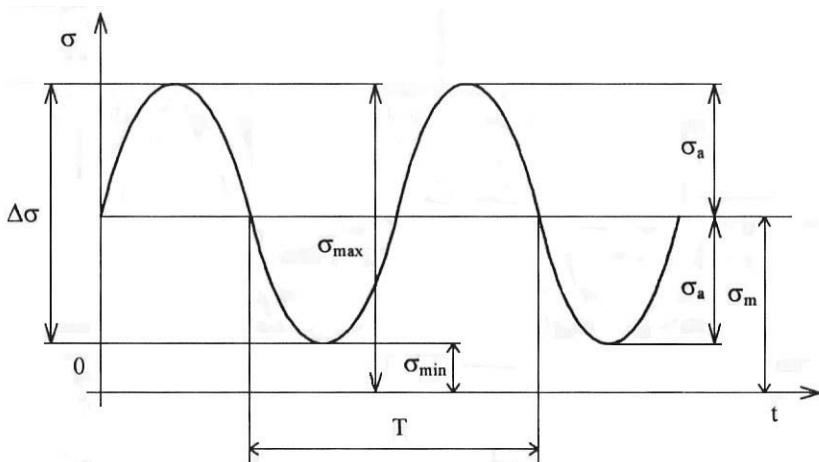
Funkcja jest bardzo złożona, ponieważ dla określenia dokładniejszych wartości danych wielkości, zostały wprowadzone eksperymentalnie współczynniki włókna (β_f) i matrycy (β_m) na poziomie od 0 do 1:

$$S_x = S_f \left(\beta_f \cdot \Psi_f + \beta_m \cdot \Psi_m \cdot \frac{E_m}{E_f} \right) \quad (2.11)$$

2.4. Znaczenie badań zmęczeniowych

Podstawowe zagadnienia i problemy nauki o zmęczeniu materiału [18, 19, 64, 118, 123, 263] i konstrukcji wskazują na jej złożoność oraz naukowe, techniczne i ekonomiczne aspekty.

Trwałość zmęczeniowa materiału jest cechą eksploatacyjną, której złożoność uwidacznia się w zmiennych warunkach pracy maszyn i urządzeń. Brak jest dotąd przede wszystkim zwartej teorii zmęczenia opartej na jednoznacznych założeniach. Dlatego korzysta się ze zmodyfikowanych modeli stosowanych w różnym stopniu w nauce o materiałach. Nominalne naprężenia zmęczeniowe określa się w ten sam sposób, jak naprężenia przy obciążeniach statycznych. Przeprowadzenie analizy zmęczeniowej (na dowolnym poziomie naprężeń) wymaga znajomości szeregu charakterystyk wytrzymałościowych otrzymanych np. w próbie jednoosiowego rozciągania (jak: wartości naprężeń i odkształceń w kierunku zgodnym i prostopadłym do kierunku ułożenia włókien w kompozycie). W celu uzyskania dokładnych wyników cykl zmęczeniowy, na różnych etapach obciążenia materiału dla naprężeń sinusoidalnych (równy zmianie naprężeń w okresie T – rys. 2.13) może być określony naprężeniem maksymalnym ($\sigma_{\max}$) lub średnim (σ_m) cyklu.



Rys. 2.13. Fragment wykresu naprężeń sinusoidalnych: $\sigma_{\max}$ – naprężenie maksymalne cyklu; $\sigma_{\min}$ – naprężenie minimalne cyklu; σ_a – naprężenie zmienne cyklu: $\sigma_a = \frac{1}{2}(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$; σ_m – naprężenie średnie cyklu: $\sigma_a = \frac{1}{2}(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})$; T – okres; $\Delta\sigma$ – zakres zmian naprężeń ($\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} = 2\sigma_a$) [239]

Ukazujące się w roku 1837 pierwsze wzmianki na temat badań zmęczeniowych [79, 202], które nazwano „zmęceniem” [26, 198] analizowały w materiale złożony splot zjawisk [134] wywołany zmianami obciążeń w określonym czasie. Metodę pomiaru wytrzymałości elementów konstrukcyjnych [265–267] (z uwzględnieniem wpływu karbu na rozkład naprężeń [268]) zaproponował Wöhler. Początkowo badacze krzywej Wöhlera ograniczali się jedynie do pomiaru energii (energii

odkształcenia plastycznego, czyli pętli histerezy we współrzędnych naprężenie-odkształcenie), a znacznie później sformułowali energetyczne hipotezy zmęczenia, które pozwoliły na rozróżnienie statycznej i cyklicznej granicy plastyczności nazwanej wówczas „natural elastic limit”.

Jakościową rolę energii histerezy w procesie zmęczenia, określono jako pracę wywołaną odkształceniem plastycznym (poślizgiem) w każdym cyklu badanego materiału, doprowadzając go do zniszczenia. L. Bairstow [14] jako pierwszy pokazał tę zależność oraz zauważył i udokumentował zjawisko pełzania cyklicznego, które posłużyło dalszemu rozwojowi badań hipotez energetycznych (tab. 2.5).

Problematyka zmęczenia materiałów i konstrukcji stawia wymagania bardziej złożone dla konstrukcji wytwarzanych z kompozytów warstwowych o osnowie polimerowej niż dla metali. Proces zniszczenia następuje wskutek naprężeń (σ), wywołanych momentami gnącymi ($M_{g,max}$) ($\sigma_{t,max}$, $\sigma_{c,max}$) [12, 17], czy siły poprzecznej ($T_{max} - \tau_{max}$ [13]).

Tabela 2.5. Początkowy rozwój energetycznych hipotez zmęczeniowych [104]

Lp.	Badacz (rok)	Wniesiony wkład w obszar badań cyklicznych (zmęczeniowych)
1.	B. Hopkinson G.T. Williams (1912) [106]	Przeprowadzili badania zmęczeniowe próbek stalowych poddanych cyklicznemu rozciąganiu-ściskaniu wykorzystując nowy typ pulsatora ze wzбудnikiem elektromagnetycznym
2.	F.E. Rowett [214]	Zainspirowany pracą Hopkinsona, wyznaczył zależność między energią pętli histerezy a wartością naprężenia w trakcie cyklicznego skręcania.
3.	J.H. Smiths G.A. Wedgwood (1915) [228]	Zaproponowali przez swój system rejestracji wydzielanie odkształcenia plastycznego z odkształcenia całkowitego.
4.	E. Orowan (1939) [169]	Przyjął, że lokalne zniszczenie wystąpi wówczas, kiedy naprężenie w jakimś punkcie wzrośnie wraz z energią cyklicznego umocnienia i osiągnie wartość równą rzeczywistej wytrzymałości materiału.

Obliczenia stałych materiałowych czy parametrów wytrzymałościowych (poprzez hipotezy i teorie) dla różnych materiałów o różnej architekturze ułożenia warstw w kompozycie, zestawiono w pracy [231]. Przeprowadzone obliczenia wykazały dość znaczne rozbieżności w stosunku do wyliczeń z eksperymentalnymi danymi. Różnice obliczeń [104] nie uwzględniały rozrzutu eksperymentalnych danych spowodowane wpływem cięcia (kształtowania wymiarowego) i parametrów technologicznych wytworzonego kompozytu o osnowie polimerowej. Fakt ten możemy prześledzić na przykładzie wytworzonych kompozytów i obliczeń ich stałych technicznych odpowiednio w rozdziale 4.2 i 2.4.1.

2.4.1. Szacowanie stałych technicznych przy pomocy modeli homogenizacji

Ze względu na specyfikę zastosowań materiałów kompozytowych w różnych gałęziach przemysłu, ważnym problemem staje się jakość i dokładność modelu obliczeniowego [2, 86, 258, 285], a w szczególności rozwiązania analityczne parametrów wytrzymałościowych lub zmęczenia [180, 288]. Istnieje wiele modeli opisujących zniszczenie kompozytów polimerowych. Oprócz modeli statystycznych czy fenomenologicznych, określających właściwości materiałów kompozytowych, wykorzystuje się modele homogenizacji do których zaliczamy regułę mieszanin (tab. 2.6), model Abolinsha (tab. 2.7), model Wilczyńskiego–Lewińskiego (tab. 2.8), czy model HRT (Hasin, Rose, Tsai).

Reguła mieszanin jest jedną z najprostszych i najbardziej popularnych metod określania zależności stałych inżynierskich kompozytów o osnowie polimerowej. Zakłada ona, że obliczona właściwość kompozytu jest proporcjonalna do udziału objętościowego (ν) lub masowego (V) komponentów tworzących kompozyt (gdzie indeks m oznacza matrycę, a indeks f wzmocnienie).

Natomiast mniej realne wyniki uzyskuje się, jeśli określa się charakterystyki wytrzymałościowe (ponieważ wytrzymałość kompozytu zależy nie tylko od wytrzymałości komponentów kompozytu – włókien i osnowy – ale także od wytrzymałości połączenia włókna z osnową – adhezji [148]).

Tabela 2.6. Zależności stałych inżynierskich kompozytu obliczone regułą mieszanin [148]

Lp.	Właściwości (stałe inżynierskie)	Zależności stałych inżynierskich
1.	Moduł podłużny (E_1)	$E_1 = E_f \cdot \nu_f + E_m (1 - \nu_f)$ (2.12)
2.	Moduł poprzeczny (E_2)	$E_2 = \frac{E_f \cdot E_m}{(1 - \nu_f) E_f + \nu_f E_m}$ (2.13)
3.	Moduł ścinania (G_{12})	$G_{12} = \frac{G_f \cdot G_m}{(1 - \nu_f) G_f + \nu_f G_m}$ (2.14)
4.	Moduł Kirhoffa (G_{32})	$G_{23} = G_m \frac{G_f (1 + V_f) + G_m V_m}{G_f (1 - V_f) + G_m (1 + V_f)}$ (2.15)
5.	Współczynnik Poissona (ν_{12}) tzw. większy	$\nu_{12} = \nu_f \cdot V_f + V_f + (1 - \nu_f) \cdot V_m$ (2.16)
6.	Współczynnik Poissona (ν_{21}) tzw. mniejszy	$\nu_{21} = \nu_{12} \cdot \frac{E_2}{E_1}$ (2.17)

Tabela 2.7. Zależności stałych inżynierskich kompozytu obliczone metodą Abolinscha [66]

Lp.	Właściwości kompozytu (stałe inżynierskie)	Zależności stałych inżynierskich
1.	Moduł podłużny (E_1)	$E_1 = [1 + (n-1) \cdot \nu_f] \cdot E_m$, gdzie: $n = \frac{E_f}{E_m}$ (2.18)
2.	Moduł poprzeczny (E_2)	$E_2 = \frac{[1 + (n-1) \cdot \nu_f] E_f}{[\nu_f + n(1-\nu_f)] \cdot [1 + (n-1) \cdot \nu_f] - (n \cdot V_m - V_f)^2 \cdot \nu_f (1-\nu_f)}$ (2.19)
3.	Moduł ścinania (G_{12})	$G_{12} = \frac{[n(1+V_m)(1+\nu_f) + (1+V_f)(1-\nu_f)]}{2(1+V_m)[n(1+V_m)(1-\nu_f) + (1+V_f)(1+\nu_f)]} E_m$ (2.20)
4.	Moduł Kirhoffa (G_{32})	$G_{23} = \frac{0,5 E_f}{(1+V_f)\nu_f + n(1+V_m)(1-\nu_f)}$ (2.21)
5.	Współ. Poissona (ν_{12}) tzw. większy	$\nu_{12} = V_m(1-\nu_f) + V_f \cdot \nu_f$ (2.22)
6.	Współ. Poissona (ν_{21}) tzw. mniejszy	$\nu_{21} = \frac{[V_f\nu_f + n \cdot V_m(1-\nu_f)] \cdot [1 + (n-1)\nu_f] + (n \cdot V_m - V_f)^2 \cdot \nu_f(1-\nu_f)}{[\nu_f + n(1-\nu_f)] \cdot [1 + (n-1) \cdot \nu_f] - (n \cdot V_m - V_f)^2 \cdot \nu_f(1-\nu_f)}$ (2.23)

Model Wilczyńskiego–Lewińskiego zbudowany został w oparciu o cylindryczną komórkę, której rdzeń stanowi monotropowe wzmocnienie w postaci włókna (rys. 2.14) o jednostkowym promieniu i średnicy włókna ($R = 1$, $d_f = 2a$) z izotropowego materiału polimerowego. Z tego względu współczynnik wzmocnienia (ν_f) może być policzony jako kwadrat promienia rdzenia komórki [246]:

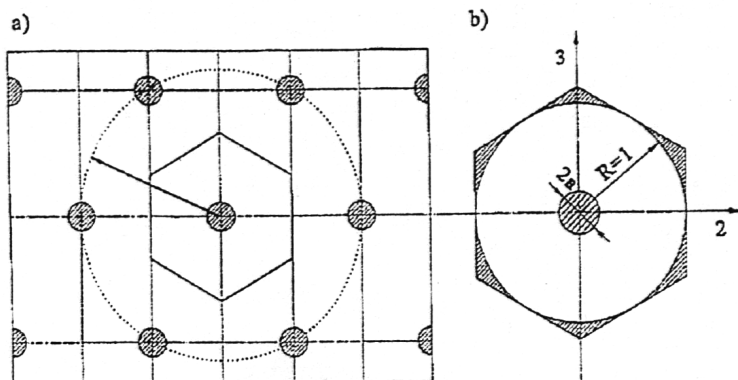
$$\nu_f = \frac{V_f}{V_c} = \frac{\pi \cdot a^2 \cdot l}{\pi \cdot R^2 \cdot l} = a^2 \quad (2.24)$$

gdzie:

V_f – objętość włókien;

V_c – objętość kompozytu;

l – długość włókna.



Rys. 2.14. Model Wilczyńskiego–Lewińskiego zbudowany w oparciu o cylindryczną komórkę [246]

Tabela 2.8. Zależności stałych inżynierskich kompozytu obliczone metodą Wilczyńskiego–Lewińskiego [66, 261]]

Lp.	Właściwości kompozytu (stałe inżynierskie)	Zależności stałych inżynierskich
1.	Moduł podłużny (E_1)	$E_1 = \nu_f \cdot E_f + (1 - \nu_f) \cdot E_m$ (2.25)
2.	Moduł poprzeczny (E_2)	$E_2 = E_m \frac{E_m(1 - \sqrt{\nu_f}) + E_f \sqrt{\nu_f}}{E_m[1 - \sqrt{\nu_f}(1 - \sqrt{\nu_f})] + E_f \cdot \sqrt{\nu_f}(1 - \sqrt{\nu_f})}$ (2.26)
3.	Moduł ścinania (G_{12})	$G_{12} = G_m \frac{G_m \sqrt{\nu_f}(1 - \sqrt{\nu_f}) + G_f[1 - \sqrt{\nu_f}(1 - \sqrt{\nu_f})]}{G_m \sqrt{\nu_f} + G_f(1 - \sqrt{\nu_f})}$ (2.27)
4.	Moduł Kirchoffa (G_{32})	$G_{32} = G_m \frac{G_m(1 - \sqrt{\nu_f}) + G_f \sqrt{\nu_f}}{G_m[1 - \sqrt{\nu_f}(1 - \sqrt{\nu_f})] + G_f \sqrt{\nu_f}(1 - \sqrt{\nu_f})}$ (2.28)
5.	Współ. Poissona (ν_{12})	$\nu_{12} = \sqrt{\nu_f} \cdot \nu_f + (1 - \sqrt{\nu_f}) \cdot \nu_m$ (2.29)

Model ten zezwala na przewidywanie właściwości nie tylko materiałów izotropowych, takich jak włókna szklane, ale również stosowany jest przy bardziej skomplikowanych przypadkach wzmocnienia monotropowego. Szacuje się, że błąd obliczeń w tym modelu nie przekracza 10% [148]. Zależności określone modelem HRT stałych inżynierskich ilustruje tabela 2.9.

Tabela 2.9. Zależności stałych inżynierskich kompozytu obliczone metodą HRT (Hasin, Rose, Tsai [84])

Lp.	Właściwości (stałe inżynierskie)	Zależności stałych inżynierskich
1.	Moduł podłużny (E_1)	$E_1 = E_f \cdot \nu_f + E_m \cdot \nu_m + \frac{A}{B + C} \quad (2.30)$ gdzie współczynniki A, B i C opisane są wzorami: $A = 2(V_f - V_m)^2 E_f \cdot E_m (1 - \nu_f) \cdot \nu_f;$ $B = E_m (1 - \nu_f) (1 - V_f - 2V_f^2);$ $C = E_f [\nu_f (1 - V_m - 2V_m^2) + (1 + V_m)]$
2.	Moduł poprzeczny (E_2)	$E_2 = 2[1 - V_m + (V_m \cdot V_f) \nu_f] \cdot [(1 - k) \cdot D + k \cdot L] \quad (2.31)$ gdzie współczynniki D, L, M_f i M_m opisane są wzorami: $D = \frac{M_m (2M_f + G_m) + G_m (M_f - M_m) \cdot \nu_f}{(2M_f + G_f) + 2(M_m - M_f) \cdot \nu_f};$ $L = \frac{M_m (2M_f + G_f) + G_f (M_f - M_m) \cdot \nu_f}{(2M_f + G_f) + 2(M_m - M_f) \cdot \nu_f};$ $M_f = \frac{E_f}{2(1 - \nu_f)}; \quad M_m = \frac{E_m}{2(1 - \nu_m)};$ $k = 0$ – struktury, w których włókna są odseparowane od siebie; $k = 1$ – struktury gdzie włókna stykają się ze sobą
3.	Moduł ścinania (G_{12})	$G_{12} = (1 - k) G_m \frac{(G_f + G_m) + (G_f + G_m) \cdot \nu_f}{(G_f + G_m) - (G_f - G_m) \nu_f} + k \cdot G_m \frac{2G_m + (G_f - G_m) \nu_f}{2G_f - (G_f - G_m) \cdot \nu_f} \quad (2.32)$
4.	Współ. Poissona (ν_{12})	dla $k = 0$, $\nu_{12} = \frac{M_f \cdot \nu_f (2M_m + G_m) \nu_f + M_m \nu_m (2M_f + G_m) (1 - \nu_f)}{M_f (2M_m + G_m) - G_m (M_f - M_m) (1 - \nu_f)}$ dla $k = 1$, $\nu_{12}^* = k \frac{M_m \nu_m (2M_f + G_f) (1 - \nu_f) + M_f \cdot \nu_f (2M_m + G_f) \cdot \nu_f}{M_f (2M_m + G_f) + G_f (M_m - M_f) (1 - \nu_f)} \quad (2.33)$

2.5. Podsumowanie

Pragmatyka badawcza pokazuje, że rozważane modele w miarę dobrze opisują parametry zmęczeniowe materiałów konstrukcyjnych, jakimi są metale, czego nie

można powiedzieć o WMK. Należy zauważyć, iż analizowane modele nie mają zwartej teorii zmęczenia opartej na jednoznacznych założeniach, jak np. procedury FITNET (Fitness for Service Network: Fracture – Fatigue – Creep – Corrosion), umożliwiających ocenę bezpieczeństwa elementów konstrukcyjnych wykonanych z metalu. Dlatego korzysta się w różnym stopniu z nauki o materiałach, z uwzględnieniem specyfiki laminatów przy określaniu i szacowaniu parametrów wytrzymałościowych WMK. Metody stosowane w opisie i modelowaniu materiałów metalowych dla określenia parametrów wytrzymałościowych, nie mogą być w sposób całościowy zaadaptowane przy szacowaniu wytrzymałości kompozytów o osnowie polimerowej.

Wynika to z anizotropowości struktury i właściwości kompozytu. W dotychczas przeprowadzonych badaniach nie zwrócono dostatecznej uwagi na modele wytrzymałości kompozytów, co przekłada się na niedostateczną ilość przeprowadzanych eksperymentów w szacowaniu wytrzymałości komponentów kompozytu, jakim są włókna, nici, wiązki włókien, jednokierunkowy materiał, czy laminat o różnej architekturze ułożenia warstw.

Pomimo, iż model Daniela [64, 65] został potwierdzony eksperymentalnie, jednak nie opisuje wystarczająco rozrzutu właściwości wytrzymałości jednokierunkowego kompozytu, wpływu nieefektywnej długości włókna na wytrzymałość kompozytu, nie uwzględnia również technologii wytwarzania WMK oraz jego warunków eksploatacji.

Przedstawione w tym rozdziale niedostatki modeli opisujących zachowanie kompozytu pod działaniem obciążeń zmęczeniowych pozwoliły na sformułowanie następujących zadań:

1. Opracowanie statystycznego modelu wytrzymałości materiałów kompozytowych pozwalającego opisać związek charakterystyk wytrzymałości oddzielnych włókien z charakterystykami próbek kompozytu, czy związek statycznej i zmęczeniowej wytrzymałości.
2. Określenie wpływu czasu, wpływu środowiska korozyjnego i chemicznego – zmiany wytrzymałości zmęczeniowej przy stałej i zmiennej amplitudzie naprężenia; badania zmęczeniowe, wykazały potrzebę uwzględnienia warunków eksploatacji.
3. Przeprowadzenie analizy badań eksperymentalnych:
 - statystycznej wytrzymałości wiązek włókien i próbek WMK,
 - wytrzymałości zmęczeniowej,
 - wpływu czasu oraz korozyjnego (chemicznego) środowiska na parametry wytrzymałościowe WMK.

3. MODELE I HIPOTEZY WYTRZYMAŁOŚCIOWE WŁÓKNISTYCH MATERIAŁÓW KOMPOZYTOWYCH

3.1. Wprowadzenie

Wzrost zapotrzebowania na kompozyty złożone z włókien wzmacniających i matrycy polimerowej wymaga dostarczenia szerszych informacji na temat ich właściwości mechanicznych, które zaspokoiłyby wymagania przemysłu w zakresie jakości i powtarzalności produkowanych wyrobów [166]. Mechanika kompozytów rozwijała się w tworzeniu teorii deformacji i zniszczenia na bazie strukturalnych rozważań [223]. Przy tworzeniu modeli obliczeniowych dąży się do powiązania charakterystyk komponentów kompozytu (osnowy i matrycy) z wytrzymałością wyrobu.

Jednym z czynników określających wytrzymałość kompozytów, uwzględnianych w pracach z lat 70. [227], był udział granicy faz w procesie zniszczenia (złomu) czy w badaniach makroskopowych, który analizowano wykorzystując uszkodzenia w postaci szczeliny powstającej w osnowie. Na rolę granicy fazy (interfazy) w mechanizmie przegrupowania naprężeń zwrócono uwagę w wielu pracach [171, 227], gdzie naprężenia działające prostopadle do włókien powodowały w najslabszych punktach warstwy granicznej zniszczenia osnowy lub granicy faz w wyniku rozciągania [174, 213], czy też ścinania.

W przypadku kompozytów polimerowych niszczeniu ulegały komponenty kompozytu wskutek delaminacji, czy pojawiających się mikropęknięć w wzmocnieniu i w matrycy [21, 58, 131, 278]. Potrzeba określenia trwałości statycznej, czy zmęczeniowej elementów konstrukcji z materiałów na osnowie polimerowej, wymusiło poszukiwanie innych niż opartych na czystym opisie fizycznym, sposobów oceny trwałości.

Do opisanie wpływu wszystkich dostępnych fizycznych charakterystyk, konieczne były związki pomiędzy właściwościami kompozytu jednokierunkowego (w postaci ukierunkowanych włókien, tzw. prepegu, o grubości $h = 0,125 \div 0,5$ mm), a kompozytu warstwowego (hybrydowego złożonego z 2÷6 warstw różnych materiałów o $h = 0,2 \div 0,5$ mm [27, 93, 232]).

W większości przypadków właściwości wytrzymałościowe kompozytów w mniejszym lub większym stopniu, oparte były na fenomenologicznych hipotezach kumulacji uszkodzeń.

Modele zaprezentowane i używane do tej pory w obliczeniach zmęczeniowych można podzielić na modele mechaniczne lub fenomenologiczne. Modele mechaniczne opisywały ilościowo progresję zniszczenia w materiale (różne mikromechaniczne węzły zniszczenia) pojawiające się w kompozytach po obciążeniu zmęczeniowym. Dominującą rolę propagacji pęknięć zaprezentował w swoich badaniach

Halpin [94], który przedstawił je poprzez różne modyfikacje modeli Reifsnidera [95, 153, 204–206]. Rozwinięcia modeli Reifsnidera opierały się na uwzględnianiu krytycznych i podkrytycznych stanów naprężeń w kompozycie warstwowym. Mimo to, dalej zastanawiano się jak określać te stany maksymalnych pików parametrów wytrzymałościowych, czy stanów krytycznych. Jednym z rozwiązań były modele Songa i Otaniego [232], próbujące skorelować krytyczne wytrzymałości kompozytu z różnymi mechanizmami mikrozniszczeń. Interesujące badania, które analizowały korelację mechanizmów zniszczenia uwzględniające zmienność obciążenia przedstawili Gamstedt i Sjogren [83] przy szacowaniu wytrzymałości zmęczeniowej materiału. Modele mechaniczne zakładały, że mogą być stosowane dla różnych materiałów i obciążeń (przy minimalnej ilości danych eksperymentalnych) zawierających mikromechaniczne parametry trudne do osiągnięcia w rzeczywistości inżynierskiej.

3.2. Fenomenologiczne procesy określające wytrzymałość resztkową WMK

Modele fenomenologiczne w znacznej większości określają wytrzymałość resztkową jako wytrzymałość lub sztywność. Opublikowano wiele prac na ten temat. Charewicz i Daniel [30] zaproponowali określenie wytrzymałości resztkowej przy użyciu niezidentyfikowanej funkcji zniszczenia, a Brautman i Sahu [27] zaproponowali prosty model liniowy (tab. 3.1). W szacowaniu prognozy wytrzymałości resztkowej przy pojedynczym poziomie naprężeń Hohn i Kim [93] oraz Chou i Croman [57, 58] użyli podobnych typów równań różniczkowych. Zespoły badawcze Yanga [272, 274, 275, 279, 281, 282] opublikowały wiele wyników badań określających wytrzymałość resztkową przy różnych poziomach naprężeń, ze stałą i zmienną amplitudą obciążeń (uwzględniającą losowość właściwości materiału bez historii obciążenia, dla obciążenia stałoamplitudowego).

Szacowanie wytrzymałości resztkowej przy projektowaniu konstrukcji kompozytowych prowadzono poprzez określenie maksymalnych obciążeń statycznych, również w warunkach obciążeń cyklicznych. W tej sytuacji wytrzymałość statyczna pogarsza się po każdym cyklu. Dość ważnym czynnikiem jest znajomość wytrzymałości resztkowej starzejącej się matrycy, która jest gwarantem zdolności przenoszenia obciążeń między włóknami. W literaturze zaproponowano wiele modeli wytrzymałości resztkowej, przy różnych wartościach i warunkach obciążeń. Większość z nich dotyczy nieosiowych wariantów obciążeń, a część z nich bierze pod uwagę wytrzymałość zmęczeniową otrzymaną na jednym określonym poziomie obciążeń. Jako wyjątek, stanowią prace Lessarda i Shokriea [68, 224], w których rozważania były skierowane wyłącznie na złożone warunki naprężeń dla testowanej jednokierunkowej pozaosiowej próbki (UD) w celu oceny metodologii „prognozy życia”.

Tabela 3.1. Modele fenomenologiczne, określające wytrzymałość resztkową

Model	Równania
Bourtmana i Sahu'ego [27]	$X(n) = X(0) - (X(0) - \sigma_{\max})(n / N)^k \quad (3.1)$ gdzie: $X(n)$ – początkowa wytrzymałość statyczna materiału; $X(0)$ – wytrzymałość resztkowa przy maksymalnym naprężeniu ($\sigma_{\max}$) cyklicznych obciążeń; $\sigma_{\max}$ – zakres zmienności obciążenia; N – liczba cykli potrzebna do zniszczenia na tym samym poziomie naprężeń (z krzywej S-N)
Hohna i Kima [93]	$X_r^c = X^c - cDn, \quad (3.2)$ gdzie: X^c – wytrzymałość statyczna; c – stała; D – stała obciążenia zmęczeniowego jeśli D jest funkcją charakterystyk obciążenia (zależącą od naprężeń) to: $D = \frac{X^c - \sigma_{\max}^c}{cN}, \quad \text{zaś} \quad X_r^c = X^c - (X^c - \sigma_{\max}^c) \left(\frac{n}{N} \right), \quad (3.3)$
Yanga Y1 (trójparametrowy) [276]	$X_r^c = X^c - \beta^c K \sigma_{\max}^b n, \quad (3.4)$ gdzie: X^c – wytrzymałość statyczna opisana dwuwymiarowym rozkładem Weibulla; β – parametr skali rozkładu wytrzymałości statycznej; c, b, K (z krzywej S-N) – stałe wyznaczone eksperymentalnie, których opis zawarto w pracach [271]
Yanga Y2 (czteroparametrowy) [273]	$X_r^\omega = X^\omega - \frac{X^\omega - \sigma_{\max}^\omega}{X^c - \sigma_{\max}^c} \beta^c K \sigma_{\max}^b n, \quad (3.5)$ gdzie: ω – dodatkowa stała wyznaczona eksperymentalnie [271].
Yanga Y3 (pięcioparametrowy) [270]	$X_r^\omega = X^\omega - \frac{X^\omega - \sigma_{\max}^\omega}{(X^c - \sigma_{\max}^c)^\gamma} \beta^{c\gamma} (K \sigma_{\max}^b n)^\gamma, \quad (3.6)$ gdzie: γ – parametr uwzględniający nieliniową zależność prędkości degradacji kompozytu w części obciążenia zmęczeniowego (<i>life fraction</i>)

Testy prowadzone ze zmienną amplitudą obciążeń mogą być wystarczające dla jednego przypadku, co nie znaczy, że w innych warunkach eksploatacji z równą skutecznością można je stosować. Dlatego inżynierowie, mechanicy i materiałoznawcy, wymagają i poszukują metod, czy zestawu badawczego, pozwalających dość dobrze przewidywać wytrzymałość zmęczeniową i wytrzymałość resztkową materiałów pracujących w oparciu o zasadę Palmgren–Minera [158]:

$$(n_1 / N_1)^{\alpha_1} + (n_2 / N_2)^{\alpha_2} = 1 \quad (3.7)$$

gdzie:

n_1, n_2 – liczby cykli obciążenia;

N_1, N_2 – średnie liczby cykli potrzebne do zmęczenia przy pierwszym i drugim cyklu obciążenia;

α_1, α_2 – stałe.

W niektórych przypadkach oddziaływania zmiennego pola obciążeń, stwierdzono większe działanie naprężeń niszczących dla materiałów pracujących z wysoką, a potem z niską amplitudą [255], niż miałyby miejsce w odwrotnej sytuacji. To znaczy, zmęczenie ujawniłoby się efektywniej najpierw przy niskich, a następnie przy wysokich amplitudach [27]. Jednak jest bardzo mało danych eksperymentalnych, żeby zweryfikować te modele lub stworzyć uogólnienia.

W mieszanych cyklach [218] model wytrzymałości resztkowej określają wyższe zniszczenie w zmiennym polu naprężeń, które dla uzasadnienia wymaga większej ilości testów eksperymentalnych dla badanego materiału. Te spostrzeżenia potwierdzały badania Hwanga [111], które zakładały, że niszczące naprężenia występują z większym prawdopodobieństwem przy pracy materiału z wysoką a potem z niską amplitudą.

Często deterministyczny model degradacji materiału jest raczej nieefektywnym podejściem przy określeniu wytrzymałości resztkowej z powodu znacznego rozrzutu danych eksperymentalnych, dlatego próbuje się skorzystać z probabilistycznego rozszerzenia rozważanych modeli deterministycznych bazując na prostych równaniach i zależnościach [3].

Sendeckij [219, 220] zaprezentował krzywą $S-N$ jako metodę predykcji opartą o różne modele degradacji (tab. 3.2). Lessard i Shokrieh [68, 223, 224] skorzystali z tzw. „uogólnionego modelu degradacji wytrzymałości resztkowej materiału” przewidując wytrzymałość resztkową przy złożonym stanie naprężeń. Niektóre ze wspomnianych modeli wytrzymałości resztkowej (np. Hahna i Kima) pomijające zależności ich parametrów od poziomu naprężeń, czy teorii (Brautmana oraz Harriisa) traktujące zjawisko degradacji wytrzymałości resztkowej w sposób deterministyczny, czyniły je niepraktycznymi w zastosowaniu inżynierskim.

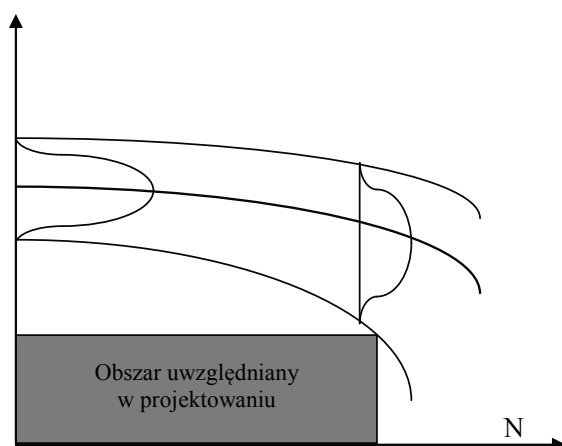
Kilku innych autorów opublikowało prace odnoszące się do wytrzymałości resztkowej, między innymi Schaff i Davidson [216, 217], Radhakrishnan [201], używając modelu Yanga, Andersons [7], Epaarachchi i Clausem [75], Found i Quaresimin [78] w zakresie efektów sekwencji obciążeń cyklicznych dla kompozytu warstwowego o osnowie epoksydowej wzmocnionej włóknem węglowym.

We wszystkich ww. pracach użyto deterministycznych i parabolistycznych koncepcji, przy rozważaniu naprężeń na różnych poziomach obciążeń. Modele te oferują prawdopodobnie najlepsze podejście do zjawiska degradacji wytrzymałości, których główną wadą jest rosnąca ilość parametrów eksperymentalnych dla każdego materiału, z uwzględnieniem różnej architektury ułożenia czy obciążeń. Pojawiało się również stwierdzenie, że bardziej przydatnym parametrem do oceny trwałości i stopnia uszkodzenia materiału jest moduł sprężystości (szybkość spadku

krzywej $R_m(n)$ jest zwykle mniejsza niż szybkość degradacji modułu sprężystości) niż wytrzymałość resztkowa. Jest to stwierdzenie zbyt uproszczone, gdyż moduł sprężystości nie uwzględnia wpływu zmian pola statystycznego rozrzutu wartości wytrzymałości (rys. 3.1), które mogą mieć bardzo istotny wpływ na trwałość i niezawodność elementu (tj. prawdopodobieństwo zniszczenia).

Tabela 3.2. Modele degradacji kompozytów polimerowych jako funkcje uszkodzenia

Modele degradacji	Równania
Sendeckyj'ego [219]	$X = \sigma_{\max} \left[\left(\frac{X_r}{\sigma_{\max}} \right)^{\frac{1}{S}} + (n-1)f \right]^S, \quad (3.8)$ przyjmując: $f = 1$ i $S_0 = S$
Sendeckyj'ego [220]	na podstawie predykcji krzywej S–N: $X = \sigma_{\max} [1 + (N - N)f]^S, \quad (3.9)$ gdzie liczbowa wartość CDF wytrzymałości resztkowej wynosi: $P(X_r \leq n) = 1 - \exp \left[- \left(\left(\frac{x}{\beta} \right)^{\frac{1}{S}} + \left(\frac{\sigma_{\max}}{\beta} \right)^{\frac{1}{S}} f(n-1) \right)^{\alpha S} + \left(\frac{x_r}{\beta} \right)^{\alpha} \right], \quad (3.10)$ poprzez parametr α we wzorze (3.10) określamy zastępczą wytrzymałość statyczną (lub przez bezpośrednie dopasowanie równania degradacji do wyników badań wytrzymałości resztkowej)



Rys. 3.1. Degradacja zmęczeniowa, charakteryzująca się stopniowym spadkiem wartości średniej wytrzymałości $R_m(n)$ oraz ze wzrostem jej rozrzutu statystycznego [59, 238]

Wyniki omówione w pracy [209] gdzie wykorzystano większość omówionych wyżej fenomenologicznych modeli wytrzymałości resztkowej, wykazały, że żaden model nie jest w stanie dokładnie przewidzieć degradacji wytrzymałości resztkowej dla różnych kompozytów.

Przedstawione modele fenomenologiczne wymagają dużej liczby danych eksperymentalnych, co niekoniecznie przekłada się na dokładność i jakość wyników. Większość prognoz otrzymanych jako modele Broutomana, Hahna, i Yanga przewiduje liniową lub nieliniową degradację zniszczenia, odpowiednio, w początkowym okresie i podczas przebiegu dalszej „stromiej” części zależności degradacji zniszczenia. Należy podkreślić, że nakłady w postaci kosztów finansowych, robocizny czy czasu znacząco utrudniają przeprowadzenie symulacji dokładnie takich samych warunkach podczas wszystkich testów. Z tych powodów korzystanie z niezbyt skomplikowanych modeli byłoby wskazane, szczególnie w takich zastosowaniach jak metodologia przewidywania, czy szacowania parametrów zmęczenia, zamiast reguły Palmgren–Minera, lub oceny maksymalnej nośności konstrukcji po pewnym czasie.

3.2.1. Fenomenologiczne hipotezy zniszczenia WMK poprzez kumulację uszkodzeń

Jak zaznaczono już wcześniej, szczególne miejsce zajmują modele oparte na fenomenologicznych hipotezach kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych (poprzez powstawanie i gromadzenie się uszkodzeń zmęczeniowych po każdym zrealizowanym cyklu zmęczeniowym [247]).

Sposób określenia tych uszkodzeń i przebieg ich sumowania wiąże się najczęściej z przebiegiem zmian właściwości badanych materiałów w trakcie procesu zmęczenia poprzez funkcję uszkodzenia D , która zależy od poziomu stosowanego naprężenia [70]:

$$D = F(\sigma, n, T, w, \dots) \quad (3.11)$$

gdzie:

- σ – poziom stosowanego naprężenia (najczęściej $\sigma_{\max}$) bądź innej wielkości sterującej;
- n – liczba zrealizowanych cykli zmęczeniowych;
- T – temperatura;
- w – wilgotność.

Weryfikacja hipotez wyężeńiowych dla kompozytów o osnowie polimerowej również nie odzwierciedla i nie może być kryterium pomocnym przy wyznaczaniu czy szacowaniu parametrów wytrzymałościowych WMK (tab. 3.3).

Hipoteza Misesa-Hilla [91], określając kryterium plastyczności dla materiałów o ogólnej anizotropii, nie uwzględnia różnic między granicą plastyczności podczas rozciągania i ściskania, oraz wpływu ciśnienia hydrostatycznego na warunek płynięcia (warunek złomu). Dla krótkotrwałych obciążeń hipoteza ryskiego zespołu pod kierunkiem Małmajstera [148] nie uwzględnia efektów reologicznych materiału.

Natomiast kryterium Zacharowa [284] uwzględnia różną wytrzymałość materiału ortotropowego podczas rozciągania i ściskania, obejmując stany naprężeń, przy których nie pokrywają się kierunki naprężeń głównych z osiami anizotropii materiału.

Tabela 3.3. Weryfikacja stosowanych hipotez wytrzymałościowych

Hipotezy	Równanie dla płaskiego stanu naprężenia
Misesa-Hilla [91]	dla I ćwiartki, gdy $\sigma_1 > 0$ i $\sigma_2 > 0$: $\frac{\sigma_1^2}{R_{c1}^2} + \frac{\sigma_2^2}{R_{c2}^2} + \frac{\sigma_6^2}{R_{c6}^2} - \left(\frac{1}{R_{c1}^2} + \frac{1}{R_{c2}^2} - \frac{1}{R_{c3}^2} \right) \sigma_1 \sigma_2 = 1 \quad (3.12)$
Małmajstera [148]	gdy osie anizotropii kompozytu pokrywają się z kierunkami naprężeń głównych: $\left(\frac{1}{R_{r1}} - \frac{1}{R_{c1}} \right) \sigma_1 + \left(\frac{1}{R_{r2}} - \frac{1}{R_{c2}} \right) \sigma_2 + \frac{\sigma_1^2}{R_{r1}R_{c1}} + \frac{\sigma_2^2}{R_{r2}R_{c2}} + \left(\frac{1}{R_{r2}R_{c2}} + \frac{R_{c1}-R_{r1}}{R_{r1}R_{c1}R_{r6}} - \frac{R_{c2}-R_{r2}}{R_{r2}R_{c2}R_{r6}} - \frac{1}{R_{r6}^2} \right) \sigma_1 \sigma_2 = 1 \quad (3.13)$
Zacharowa [284]	gdy $n_i \neq 0, i = 1, 2, \dots, n$: $\sigma_1^2 + \frac{R_{r1}R_{c1}}{R_{r2}R_{c2}} \sigma_2^2 + \left(\frac{R_{r1}R_{c1}}{R_{r2}R_{c2}} + \frac{R_{c1}-R_{r1}}{R_{r6}} - \frac{R_{r1}R_{c1}}{R_{r2}R_{c2}} \frac{R_{c2}-R_{r2}}{R_{r6}} - \frac{R_{r2}R_{c2}}{R_{r6}^2} \right) \sigma_1 \sigma_2 + (R_{c1} - R_{r1}) \sigma_1 + \left(\frac{R_{r1}R_{c1}}{R_{r2}R_{c2}} \right) (R_{c2} - R_{r2}) \sigma_2 - \frac{R_{c1}R_{r1}}{R_{r6}} \sigma_6 - R_{r1}R_{c1} = 0 \quad (3.14)$
Hoffmana [144]	$\frac{\sigma_1^2}{R_{c1}R_{r22}} - \frac{\sigma_1\sigma_2}{R_{c1}R_{r1}} + \frac{\sigma_2^2}{R_{c2}R_{r2}} + \frac{R_{c1}-R_{r1}}{R_{c1}R_{r1}} \sigma_1 + \frac{R_{c2}-R_{r2}}{R_{r6}} \sigma_2 \frac{\sigma_6}{R_{r6}} = 1 \quad (3.15)$
Goldenblata-Kopnowa [65]	$F_i \sigma_i + (f_{ij} \sigma_i \sigma_j)^{1/2} = 1 \quad (3.16)$

Najbardziej zgodnym kryterium wytrzymałości ciał anizotropowych z wynikami doświadczalnymi jest hipoteza Goldenblata-Kopnowa [65], oparta na różnicy wytrzymałości kompozytu na ścinanie, przy zmiennym kierunku działania naprężeń stycznych. Największym błędem określającym stan krytyczny materiału polimerowego obciążona jest hipoteza Małmajstera, co ogranicza zakres stosowania tej hipotezy.

Poza hipotezami fenomenologicznymi dość pokaźną grupą są hipotezy statystyczne, oparte na związkach statystycznych pomiędzy wynikami badań uzyskanymi w warunkach stałych obciążeń, a wynikami dla obciążeń eksploatacyjnych czy im odpowiadających [46, 175], które zostały omówione we wcześniejszym rozdziale.

3.3. Hipotezy oparte na zmienności wielkości prognozujących

W analizie zmienności wybranych wielkości fizycznych w trakcie procesu zmęczeniowego obciążenia, uwidaczniają się zmiany w rozrzucie wartości wskaźników mechanicznych (np. wytrzymałość resztkowa, moduł Younga), czy wskaźników fizycznych, oraz hipotez opartych na tzw. „liniach stałych uszkodzeń zmęczeniowych”.

W hipotezach tych przyjmuje się, że w stanie początkowym (dla materiału „dziewiczego”, który nie przeniósł żadnego cyklu obciążenia) wytrzymałość resztkowa odpowiada wytrzymałości statycznej, tj.: dla $n = 0$ [66, 20]:

$$R(n) = R(0) = R_0 \quad (3.17)$$

gdzie:

R_0 – wytrzymałość statyczna;

$R(n)$ – wytrzymałość resztkowa po zrealizowaniu n cykli przy obciążeniu σ .

Natomiast w momencie uszkodzenia próbek (elementu) wytrzymałość resztkowa równa jest poziomowi obciążenia $R(N) = \sigma$ dla $n = N$. Proces uszkodzenia w przypadku obciążeń wielostopniowych będzie przebiegał tak jak to ilustruje schemat na rysunku 3.2. To znaczy, że sumowanie uszkodzeń będzie następowało tak długo, aż wytrzymałość resztkowa $R(n)$ osiągnie poziom realizowanego obciążenia (na k -tym poziomie obciążenia: σ_k – wzór (3.18)) zgodnie z trwałością (sumą zrealizowanych cykli na poszczególnych poziomach obciążenia – wzór (3.19)).

$$R(n_r) = \sigma_k \quad (3.18)$$

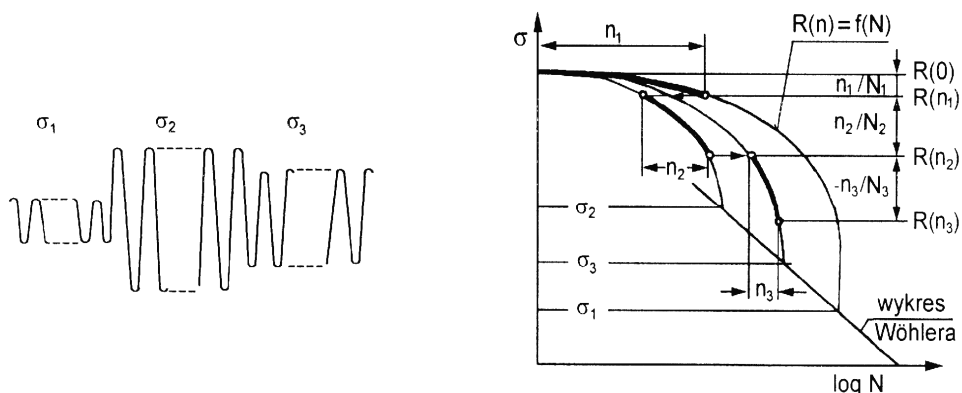
$$N = \sum_{i=1}^{k-1} n_i + n_r \quad (3.19)$$

gdzie:

n_r – przewidywana trwałość na poziomie naprężenia, jako wytrzymałość resztkowa.

Prace Owena i Howe’a [170] potwierdziły, iż przebiegi zmienności wytrzymałości resztkowej powstały poprzez wzrost pęknięć w żywicy i liczby odspajanych włókien w kompozycie poliestrowym (wzmocnienie mata szklana FGE 2000E) przyjmując charakter nieliniowy.

Zaproponowali oni oprócz nieliniowej zależności, również liniową hipotezę sumowania uszkodzeń (uproszczonej w stosunku do hipotezy (wzór (3.20)) – tabela 3.4), która należy do najczęściej stosowanych i publikowanych zależności dla kompozytów, pomimo tego, że w pracy [170] nie podano wskazań, co do sposobu określenia tych stałych, oraz nie przeprowadzono też jej eksperymentalnej weryfikacji dla obciążeń wielostopniowych.



Rys. 3.2. Schemat procesu sumowania uszkodzeń zmęczeniowych dla hipotez opartych na zmianie wytrzymałości resztkowej, przykładowo dla obciążenia trójstopniowego [66, 145, 160, 166]

Tabela 3.4. Funkcje uszkodzenia dla kompozytu polimerowego zaproponowane przez Owena i Howe [170]

Owen i Howe	Równania
Funkcja nieliniowa	$D = \sum \left\{ B \left(\frac{n_i}{N_i} \right) - C \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^2 \right\}, \quad (3.20)$ gdzie: B, C – stałe uwzględniające rodzaj i warunki badań materiału
Funkcja liniowa	$D = A + B \left(\frac{n}{N} \right), \quad (3.21)$ gdzie: A – pewne uszkodzenie wstępne (dane doświadczalne, wyrażone nieliniową prostą regresji)

Z dość zadowalającą dokładnością autorzy badań [284] (tab. 3.5) określili prędkość przebiegu procesu uszkodzenia zmęczeniowego (wzór (3.24)) za pomocą modelu zniszczenia zmęczeniowego [280] prepregu poliestrowego wzmocnionego krótkim włóknem szklanym.

Badacze [280-284] przez sztywność (*E) rozumieli pewną postać modułu (tab. 3.5), wyznaczoną jako współczynnik regresji prostej aproksymującej środkowy odcinek zależności pomiędzy obciążeniem a odkształceniem dla danego cyklu (półcyklu rozciągania).

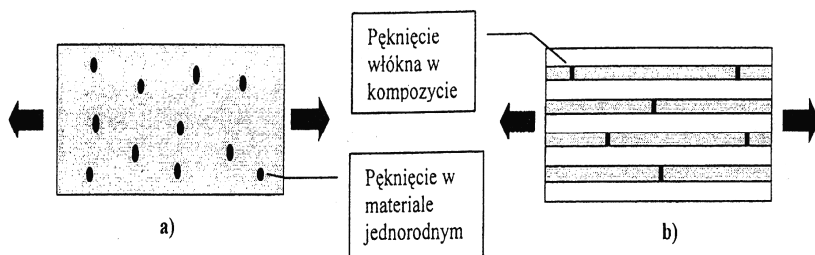
Tabela 3.5. Funkcje uszkodzenia dla kompozytów na osnowie polimerowej

Autorzy	Funkcje uszkodzenia
Shimokawa i Hamaguchi [222]	$(EI)_n / E_0 I_0 \approx f_0 / f_n, \quad (3.22)$ gdzie: f_n – amplituda ugięcia próbki mierzona od jej osi początkowej po realizacji n cykli
Yang i Chim [283]	z założeniem że $n = 0$, to $D = 0$, natomiast gdy $n = N$, to $D = D_f$ $D = 1 - E / E^*, \quad (3.23)$ gdzie: $E = E(n)$ – bieżąca wartość modułu statycznego, E^* – moduł określony dla dziesiątego cyklu (w związku z niejednoznacznością zachowań materiału na początku obciążenia i względami technicznymi)
Yang i Chim [283]	dla prepregu poliestrowego wzmocnionego włóknem szklanym: $\frac{dD}{dn} = a(D)n^B, \quad (3.24)$ gdzie: B – funkcja realizowanego obciążenia $\sigma_{\max}$ ($B = b_0 + b_1\sigma_{\max} + b_2\sigma_{\max}^2 + b_3\sigma_{\max}^3 + \dots$); $a(D)$ – bliżej nie określona funkcja zależna od rodzaju i wielkości obciążenia, jego historii, zatem od samego uszkodzenia
Yang i Liu [280]	$\frac{d^*E(n)}{dn} = -^*E(0)Q \cdot v \cdot n^{v-1}, \quad (3.25)$ gdzie: Q, v – parametry określające wielkości zależne od poziomu wykorzystywanego naprężenia, częstotliwości, współczynnika asymetrii cyklu i środowiska; $^*E(n)$ – sztywność reszkowa Mając liniową korelację pomiędzy Q i v ($Q = a_1 + a_2v$), a także podobną korelację pomiędzy v i poziomem naprężenia σ ($v = a_3 + B\sigma$), po scałkowaniu zależności (3.26) w granicach od $n_1 = 0$ do $n_2 = n$ otrzymano następującą postać funkcji zmienności $^*E(n)$ dla obciążenia stałoaamplitudowego: $^*E(n) = ^*E(0) \left[1 - (d + a_2 B \sigma)(n) \right]^{a_3 + B \sigma}, \quad (3.26)$ gdzie: $d = a_1 + a_2 a_3$; a_1, a_2, a_3 – stałe; $^*E(0)$ i B – zmienne losowe o rozkładzie logarytmiczno-normalnym wyznaczone przez Yanga, np. metodą regresji linowej czy estymacji bayerowskiej.

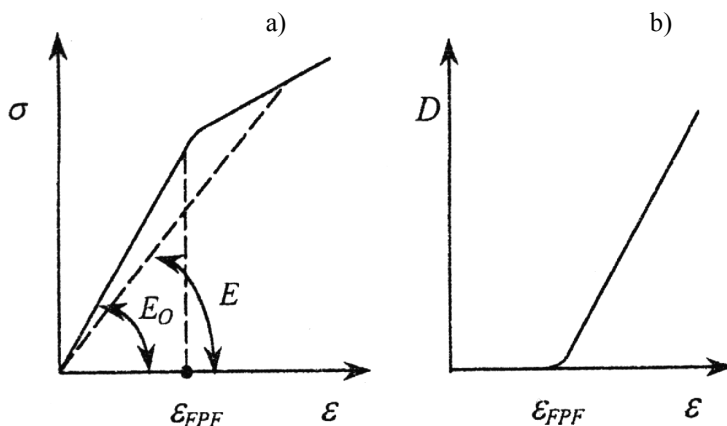
3.4. Kwantyfikowanie stopnia uszkodzenia kompozytów polimerowych

Większość stosowanych obecnie definicji miar uszkodzenia kompozytów na osnowie polimerowej zwraca szczególną uwagę na geometrię mikropęknięcia opartą na różnych założeniach (np. stałych naprężeń wzdłuż mikropęknięcia [122], które

zostały w pracy [154] krytycznie ocenione). Koncepcja efektywnego naprężenia (wysunięta przez Kaczanowa [175]) wykorzystująca bieżące wartości modułów Younga powoduje zjawisko degradacji materiału (rozwijającego się pod wpływem przyłożonego obciążenia) poprzez stopniowe powstawanie pustek zmniejszających przekrój czynny elementu przenoszącego obciążenia (rys. 3.3. z graficzną interpretacją procedury określania wartości parametru uszkodzenia – rys. 3.4).



Rys. 3.3. Schematyczne przedstawienie modelu powstawania uszkodzeń: a) w materiale jednorodnym izotropowym, b) w kompozycie UD [20]



Rys. 3.4. Określanie parametru uszkodzenia na podstawie pomiaru modułu Younga: a) wykres rozciągania, b) krzywa zmian D ; ϵ_{FPF} – odkształcenie inicjacji uszkodzenia [20, 145]

Jednakże, należy wspomnieć, że już w 1984 roku, rozwiązanie problemu asymptotyki (dwuwymiarowości) dla systemu kończącego się rozproszeniem pęknięć pod obciążeniem [210] przedstawiono w metodzie Muskhelishvili’ego (układ N równań dla N -tej ilości dowolnie zlokalizowanych pęknięć w metodzie Muskhelishvili’ego wyprowadzonych przez Panasyuka i Savruka [173]).

Rozwiązaniem okazał się parametr $\lambda = a/a_0$, którego stosunek wielkości mikrodo makroszczeliny przyjęto za jednakowy. Następnie, metodę zastosowano przy określaniu zależności oddziaływania pęknięć – mikropustek [244], problemu ścinania [242, 243], a uwagi z analizy były podstawą przy opisie „zamknięcia” pęknięcia

[245]. Problem nagromadzenia się uszkodzeń uwypukla się poprzez uszkodzenia (lub mikropęknięcia) w sąsiedztwie głównego pęknięcia, współoddziaływania utworzonego pęknięcia, czy rozmnażania makropęknięć w uszkodzonym obszarze.

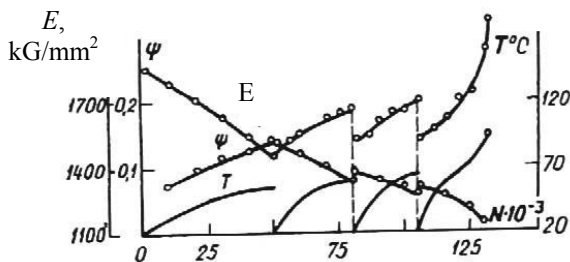
Duża liczba prac opublikowana na ten temat w ciągu ostatniej dekady, dzieli rozważaną problematykę na dwie grupy, jako podejście continuum materiału oraz konkretną lokalizację miejsca mikropęknięcia. Pomysł continuum materiału [109] polegał na zastąpieniu dziedziny opisującej mikropęknięcia jednolitego materiału na ograniczoną teorię sztywności.

Efektom mikroubytków lub pęknięć, w końcowej fazie pęknięcia, są lokalne koncentracje naprężeń wokół wgłębień i zmniejszenie modułu [235]. Wpływ koncentracji naprężeń (efekt usytuowany maksymalnej wartości pęknięcia) jest w większości przeszacowany w wyniku uszkodzenia osnowy.

Rezultaty lokalizacji uszkodzeń czy pęknięć, można uwzględniać poprzez integralną J całkę, dla każdej szczeliny lub mikropęknięcia powodującego zmienność naprężeń lub jej złożoność. W obu przypadkach, stosowanie J całki jest niepoprawne ze względu na zmienność lokalizacji mikropęknięć, czy wielkości szczeliny, które można obliczyć dla każdego przypadku oddzielnie.

Pierwsze badania procesu pęknięcia kompozytu jednokierunkowego zawierają prace Rosena [212] i Zwebena [290, 291], a także Harlowa i Phoenixa [96]. Przybliżoną procedurę opisu procesu zniszczenia zaproponował Batdorf [16] i Tamuz [240]. Głównym założeniem nie tylko tych prac był naturalny podział elementów konstrukcji zawierających pojedyncze włókna pracujące na tak zwanej „krytycznej długości” (L_{kp}) włókna o wartości $2L_{kr}$ (gdzie L_{kr} to strefa wokół zerwanego włókna na którym naprężenie przyjmuje wartość nominalną). Koncentrację naprężeń wokół uszkodzonych włókien lub grupy włókien badało wielu autorów. Jednymi z pionierów tej koncepcji byli Hedgepeth i Van Dyke [100]. W większości prac wytrzymałość włókien określono z zastosowaniem rozkładów (np. Weibulla).

Rozmiar wartości $L/a > 1$ określał szybkość uwalniania energii na długości włókna L materiału izotropowego (badania Dolara i Steifa [71]).



Rys. 3.5. Nieodwracalne zmiany modułu określające rozpraszanie energii ($\psi = \Delta W/W$) z uwzględnieniem temperatury (T) podczas obciążeń cyklicznych dla kompozytu epoksydowo-szklanego [167]

Zauważono i określono [167] nieodwracalne zmiany modułu i temperatury samorozgrzania kompozytu epoksydowo-szklanego podczas obciążeń cyklicznych

(rys. 3.5). Zaobserwowany wzrost temperatury podczas obciążeń cyklicznych obniżył temperaturę zeszklenia oraz współczynnik przewodności cieplnej. Identyfikacja i oszacowanie obszaru laminatu objętego efektem samorozgrzania wynika z dyssypacji energii (w ujęciu makromechanicznym) lub z tarcia pomiędzy zerwanymi łańcuchami polimerowymi (w ujęciu mikromechanicznym). Fakt ten umożliwia sprecyzowanie oceny stopnia degradacji i predykcji wytrzymałości resztkowej laminatu w zależności od geometrii struktury [128] dla obciążeń harmonicznym [283, 286].

Efektywne naprężenie w materiale uszkodzonym (σ) jest większe od naprężenia nominalnego (σ_0), wskutek obecności defektów w postaci pęknięć, co można wyrazić poprzez zależność [20, 66, 141]:

$$\sigma = \sigma_0 / (1 - D) \quad (3.27)$$

gdzie:

D – jest parametrem uszkodzenia przyjmującym wartości $0 \leq D \leq 1$.

W materiale nieuszkodzonym i zniszczonym, parametr uszkodzenia przyjmuje odpowiednio wartości 0 i 1 (parametr uszkodzenia zdefiniowany za pomocą zależności $D = 1(A/A_0)$ pokazuje zmniejszanie się przekroju netto A , przenoszącego obciążenie odniesione do początkowego przekroju A_0 nie zawierającego uszkodzenia).

Należy wspomnieć, że podejmowano próby kwantyfikowania stopnia uszkodzenia materiału na podstawie geometrycznych charakterystyk powstałych pęknięć poprzez rozwarstwienia (gęstość rozwarstwień), pęknięcia poprzeczne (iloraz a_T/A_T [mm⁻¹]; a_T – całkowita długość pęknięć poprzecznych stwierdzonych pod mikroskopem na obszarze przekroju o powierzchni A_T wynoszącej 10 mm²) oraz pęknięcia włókien (liczba pęknięć odniesiona do całkowitej liczby włókien widocznych w polu widzenia). Stopień uszkodzenia materiału uwzględnia się przede wszystkim zmianą wartości średniej wytrzymałości materiału (rys. 3.1) oraz jej rozrzutu statystycznego (tj. odchylenia standardowego który nie daje podstaw do dość dokładnego oszacowania ze względu na małą liczbę próbek – zazwyczaj jest ich nie więcej niż 5 [6, 9, 10, 18]).

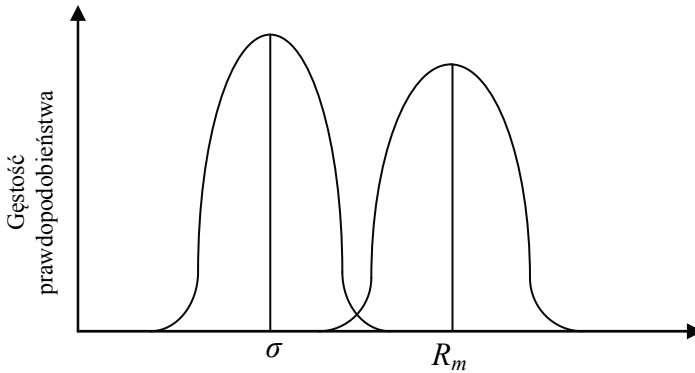
Należy zauważyć, że ocena wytrzymałości materiałów polega na wyznaczeniu wspólnego pola pod wykresami gęstości prawdopodobieństwa wartości średniego naprężenia i wytrzymałości (rys. 3.6.), oznaczającego prawdopodobieństwo zniszczenia. Rozrzut statystyczny wytrzymałości może zatem istotnie wpływać na niezawodność elementu, czy konstrukcji (spłaszczenie i poszerzenie prawego wykresu bez równoczesnego obniżenia jej wartości średniej powodując przesunięcie prawego wykresu w lewo).

Pomimo tak dużego wpływu rozrzutu wytrzymałości na niezawodność konstrukcji, problem ten jest podejmowany niezwykle rzadko, gdyż większość badaczy kompensuje go rozkładem Weibulla (w którym wielkość m związana jest z rozrzutem statystycznym wytrzymałości $m = 1,2/C_v$ [191-193]:

$$\frac{R_1}{R_0} = \left(\frac{V_0}{V_1} \right)^{1/m} \quad (3.28)$$

gdzie:

- R_0, V_0 – wytrzymałość i objętość próbki;
- C_v – współczynnik określający stosunek odchylenia standardowego do wartości średniej (tzw. moduł Weibulla uwzględniający zależność objętości);
- R_1, V_1 – wytrzymałość i objętość elementu konstrukcji zachowującego podobieństwo geometrii i obciążenia (różnica R_1/R_0 pozwala oszacować wytrzymałość elementu konstrukcyjnego o objętości V_1/V_0 k razy większej od objętości próbki).



Rys. 3.6. Probabilistyczne ujęcie zagadnienia wytrzymałości. Powierzchnia wspólna wykresów przedstawia prawdopodobieństwo zniszczenia elementu o wytrzymałości (R_m) obciążonego naprężeniem (σ) [59]

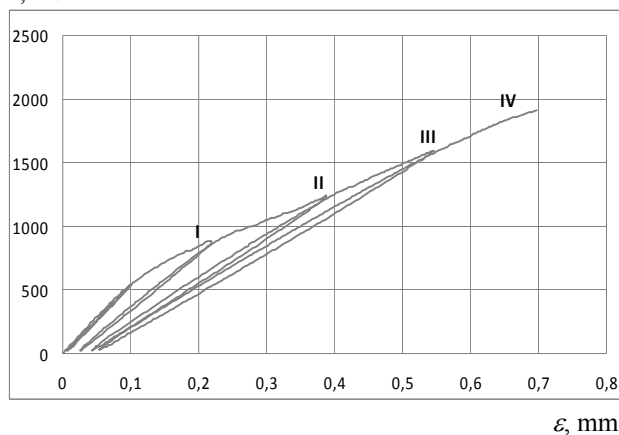
Graficzną procedurę określenia parametru uszkodzenia z sumowania zniszczeń z czterech poziomów obciążeń kompozytu symetrycznego o osnowie poliestrowej $[0/90]_s$, zilustrowano na rysunku 3.7 [43].

Próbki wykorzystywane do badań były poddawane specjalnemu programowi obciążeń z wielokrotnym częściowym obciążeniem (na 4 poziomach: $K = 0,3; 0,5; 0,7; 0,9$) określając tym samym dla kolejnych lokalnych maksimów wartości naprężeń wraz z sumowanym parametrem uszkodzenia D (który dla próbek HPOL_33E i HPOL_37E wyniósł odpowiednio 0,618 i 0,548). Jeszcze większy rozrzut (dla najniższej i najwyższej wartości) wytrzymałości resztkowej z 8 próbek uwidocznił się odpowiednio dla próbki HPOL_33E (110,15 MPa) i HPOL_37E (132,52 MPa).

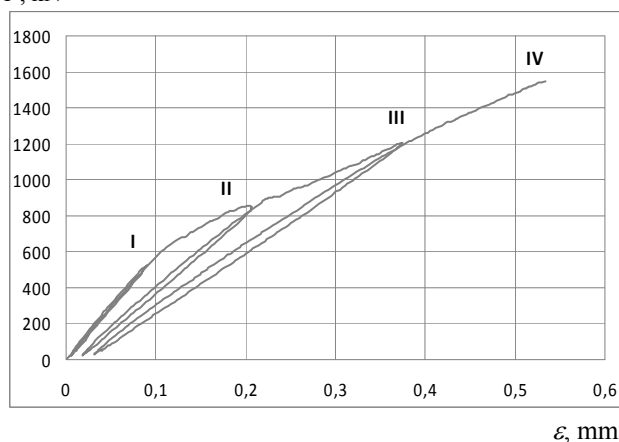
Te same zależności obserwujemy dla kompozytu niesymetrycznego (rys. 3.8) o osnowie poliestrowej $[\pm 45]_s$. Wartość średniej wytrzymałości kompozytu symetrycznego i niesymetrycznego określono odpowiednio na poziomie 109,10 MPa i 122,40 MPa. Widoczny spadek wytrzymałości o 17% i 38% otrzymany odpo-

wiednio dla próby statycznej i po zastosowaniu $n = 310000$ (przy $K = 0,6R_m$) cykli obciążeń dla próbki z kompozytu epoksydowo-szklanego przedstawiono na rysunku 3.9. 38% spadek wytrzymałości zmęczeniowej zawierał zmianę wytrzymałości wynikającą z efektu skali (17%), oraz ze sprzężenia zmęczeniowej degradacji z efektem skali (tj. uwzględnienia w zależności (3.20) wartości rozrzutu dla $n = 10^5$). Spadek średniej wytrzymałości po statycznej próbie rozciągania i średniej wytrzymałości materiału spowodowanej zmęczeniem określono odpowiednio na poziomie 1,5 i 2,7%. Z powyższego eksperymentu wynika, że stwierdzony rozrzut statystyczny ma bardzo znaczący wpływ na przegrupowanie obciążeń, szczególnie w konstrukcjach wielkogabarytowych.

a) F , kN

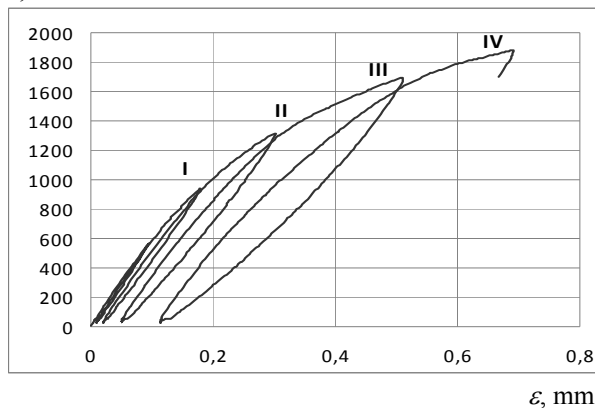


b) F , kN

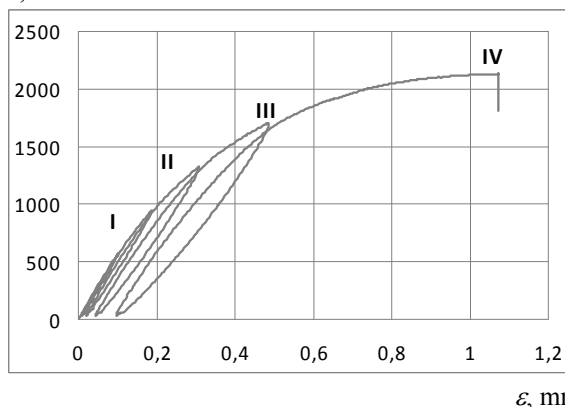


Rys. 3.7. Schematyczne przedstawienie naprężenia inicjacji uszkodzeń metodą czterokrotnego obciążenia dla kompozytu poliestrowo-szklanego $[0/90]_s$ wytworzonego metodą infuzji (I poziom: 36,70 MPa; II poziom: 61,10 MPa; III poziom: 85,70 MPa; IV poziom: 110,20 MPa) na przykładzie próbki HPOL_33E (a) i HPOL_37E (b) [43]

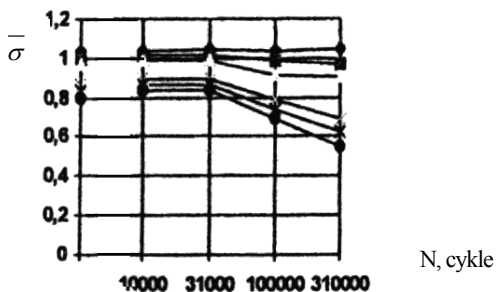
a) F , kN



b) F , kN



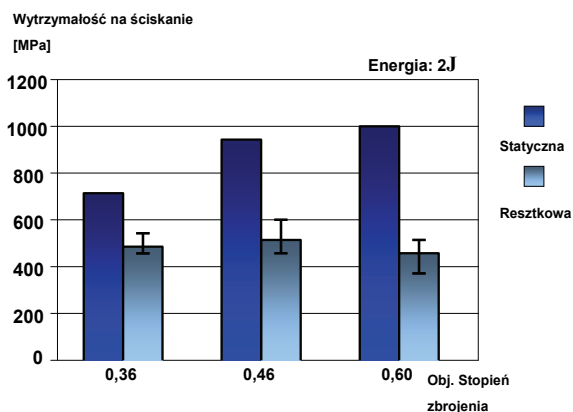
Rys. 3.8. Schematyczne przedstawienie naprężenia inicjacji uszkodzeń metodą czterokrotnego obciążenia dla kompozytu poliestrowo-szklanego $[\pm 45]_S$ wytworzonego metodą infuzji (I poziom: 32,73 MPa; II poziom: 54,55 MPa; III poziom: 76,36 MPa; IV poziom: 98,19 MPa) z $D = 0,845$ i 851 odpowiednio dla próbki HPOL_1-IE (a) i HPOL_1-59E (b) [43]



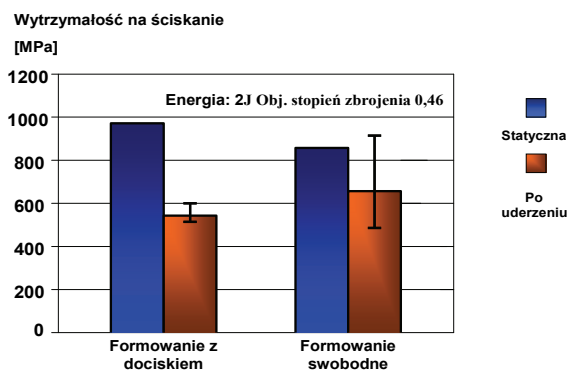
Rys. 3.9. Zmiany unormowanej wytrzymałości kompozytu UD po cyklicznym obciążeniu (pasma górne przedstawia rozrzut statystyczny wytrzymałości określony na próbkach, a pasmo dolne wytrzymałość resztkową materiału z uwzględnieniem rozrzutu statystycznego dla elementu o masie 1000 razy większej [137])

3.5. Wpływ uderzenia na wytrzymałość resztkową

Przy analitycznych metodach wyznaczania wytrzymałości na ściskanie kompozytów polimerowych obserwuje się spadki wytrzymałości resztkowej po uderzeniach udarowych [166, 209]. Skutek zniszczenia uzasadnia się przekroczeniem energii progowej. Najwyższy spadek wytrzymałości resztkowej uwidocznił się dla materiału z udziałem objętościowym zbrojenia 0,6 (rys. 3.10), czego nie obserwujemy dla próbek wytworzonych bez docisku (rys. 3.11).



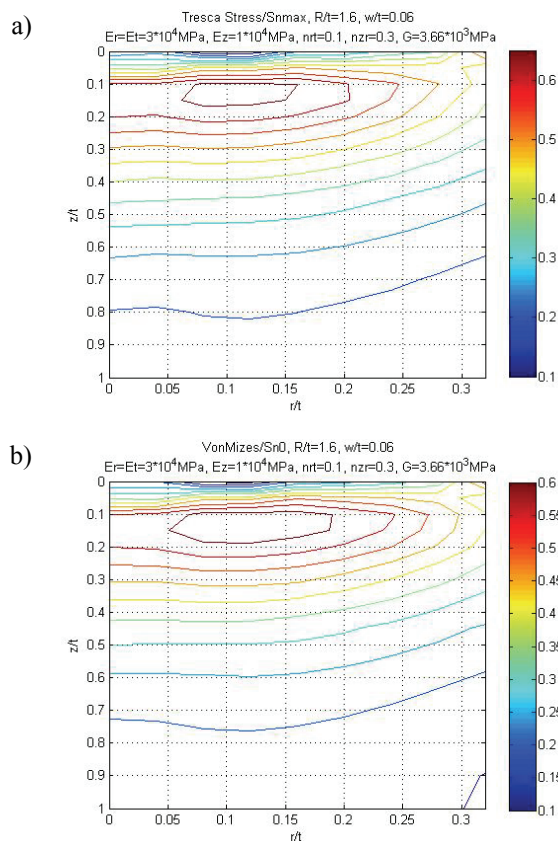
Rys. 3.10. Wpływ energii uderzenia na wytrzymałość resztkową [209]



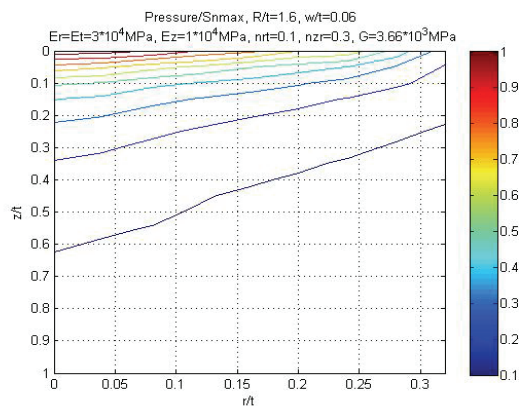
Rys. 3.11. Wpływ technologii wytwarzania kompozytów węglowo-epoksydowych na wytrzymałość statyczną i resztkową [209]

Prawdopodobną przyczyną otrzymanego wyniku było większe rozpraszanie energii uderzenia [143] w strukturze wytworzonej bez docisku ze względu na jej dużą niejednorodność (żywicy czy mikropęcherzy powietrza).

W literaturze omawia się jedynie jakość opisu procesu zniszczenia i poddaje ocenie prawdopodobieństwo rozmiarów uszkodzeń [290], poprzez analizę liniowych kryteriów mechaniki kruchego zniszczenia jako ekwiwalentnych naprężeń Tresca i Von Mizesa (rys. 3.12 [183]), czy ciśnienia hydraulicznego (rys. 3.13 [181, 182]).



Rys. 3.12. Rozkład ekwiwalentnych naprężeń w obszarze uderzenia określony przez Trescę (a) i Von Mizesa (b): R , t – szerokość i grubość kompozytu; w – głębokość odkształcenia po uderzeniach udarowych [183]



Rys. 3.13. Rozkład ekwiwalentnego ciśnienia hydraulicznego w miarę oddalania się od powierzchni uderzenia [183]

Rozkład ekwiwalentnych naprężeń w obszarze uderzenia określono dla powyższych danych na poziomie ok. 0,6 maksymalnego ciśnienia, a malejące gwałtownie ciśnienie hydrauliczne w miarę oddalania się od powierzchni uderzenia do 0,45–0,5 (na głębokości 0,12–0,15) od maksymalnego ciśnienia. Powyższe zależności uwidaczniają się przy określeniu wytrzymałości na ściskanie po uderzeniach.

3.6. Procesy stochastyczne wykorzystujące teorię łańcuchów Markowa

Jednym z wariantów opisanego związku gromadzenia się zniszczeń, czy sumowania uszkodzeń zmęczeniowych [239] za pomocą statycznych i zmęczeniowych właściwości WKM mogą być sieci Markowa [176, 179]. Jednakże nie jest to idea nowa [175]. W przedstawionej modyfikacji [53, 178] modelu Markowa (MM) zastosowano nowe sformułowania związków parametrów rozkładu statycznej i zmęczeniowej wytrzymałości.

Do tej pory analiza procesów Markowa bazowała na graficznym przedstawieniu właściwości niezawodnościowych systemów w czasie. Interesujące modele matematyczne procesów losowych ukazują prace Cullmanna [61], Iosifescu [116], Fleminga i Sonera [77], Dynkina [73], Liggetta [146], czy Whitea [257]. Sieci Markowa jako jedna z klas procesów stochastycznych opisujących wędrówkę dyskretnych obserwacji (gdy parametr jest ciągły), czy skończonych łańcuchów Markowa korzysta w istotny sposób z teorii rachunku prawdopodobieństwa. Badania opierają się na losowej kombinacji przypadkowego dyskretnego parametru czasowego składającego się z n elementów znajdujących się w stanie zdatności lub niezdatności, z możliwością przekształcenia się w przestrzeń stanów. Określenie stanów łańcucha Markowa może, ale nie musi wiązać się z opisem stanu ze zmienną losową. Głównym problemem zastosowania łańcucha Markowa jest gwałtowny wzrost liczby stanów, a co za tym idzie przejść i liczby elementów systemu.

3.7. Podsumowanie

Różnorodność metod wyznaczania czy określania wytrzymałości materiału poddanego działaniu obciążeń zmęczeniowych lub innych czynników powodujących degradację, odzwierciedla specyfikę zależności, która jest rozwiązaniem ograniczonym tylko dla badanego kompozytu, nie obejmując większości laminatów. Pomimo tak dużego wpływu rozrzutu wytrzymałości w badanych próbkach na niezawodność konstrukcji, problem ten jest podejmowany niezwykle rzadko. Jest to zaskakujące, ponieważ wpływ zmian rozrzutu może być znaczny, a ponadto modele obliczeniowe, opracowane na przykładzie teorii niezawodności konstrukcji przenoszących obciążenia, umożliwiają uwzględnienie zmian zarówno wartości średniej, jak i odchylenia standardowego wytrzymałości. Tym bardziej nie uwzględniają go zmiany modułu sprężystości, gdyż określają średni stan struktury materiału uszkodzonego. Natomiast wytrzymałość zależy od uszkodzeń powodujących jego największe lokalne osłabienie.

To co nigdy nie było do tej pory systematycznie badane (z nielicznymi wyjątkami), według wiedzy autora, to analiza porównawcza czy analiza weryfikacyjna różnych modeli określających wytrzymałość zmęczeniową lub resztkową, używając eksperymentalnych danych z oceną ich przydatności. Wiele modeli wytrzymałości resztkowej porównuje się z różnymi eksperymentalnymi danymi dla różnych materiałów i kompozytów.

Należy sobie uświadomić konieczność stworzenia nowych procedur badawczych pozwalających szybko, tanio i na łatwo dostępnym oprzyrządowaniu, wyznaczać parametry wytrzymałościowe stosowanego kompozytu. Proces zniszczenia doraźnego, jak i zmęczeniowego przy rozciąganiu, ściskaniu, czy zginaniu elementów konstrukcji opisano wielokrotnie.

Dlatego w rozdziale czwartym zostanie przeprowadzona analiza wytwarzania WMK różnymi metodami, aby przygotować bazę do wypracowania metodologii badań wytrzymałościowych (badania wstępne – przygotowawcze) uwzględniając procesy wytwarzania i kształtowania wymiarowego materiałów kompozytowych. Analiza statystyczna parametrów wytrzymałościowych w rozdziale szóstym pozwoli na weryfikację aspektów technologicznych, które wpływają na jakość finalnego wyrobu. A efekt ten w rozdziale siódmym, posłuży do zaprezentowania nowego zestawu badań przy szacowaniu jakości krzywej $S-N$ i wytrzymałości resztkowej w procesie zniszczenia kompozytu polimerowego z wykorzystaniem procesu Markowa.

4. MODELOWANIE WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH WMK

4.1. Wstępna analiza wpływu parametrów technologicznych na jakość wytworzonego kompozytu

Współcześnie, rozwinęły się nowe metody technologicznego wytwarzania czy metody kształtowania wymiarowego kompozytów (jak cięcie), opartych na prefabrykatach (preimpregach w postaci płyt, prętów). Typowe materiały kompozytowe wytworzone z preimpregatów (na bazie tkanin, rowingu) nie ustępują, pod względem uzyskiwanych właściwości mechanicznych, odpowiednim kompozytom warstwowym wykonanym z włókien jednokierunkowych [22, 142]. Poprawa wartości charakterystyk mechanicznych w WMK staje się w ostatnich latach bardzo ważnym celem modelowania. Coraz więcej konstrukcji, czy elementów formowanych z materiałów kompozytowych, po upływie czasu eksploatacji i wskutek powstałych wad w strukturze, ulega zniszczeniu [105, 149]. Niewłaściwie zaprojektowana struktura kompozytu może okazać się przyczyną zniszczenia materiału.

Uwidacznia się intensywny rozwój inżynierii materiałowej, który skutkuje coraz to lepszą gamą komponentów, stanowiących podstawę projektowania złożonych elementów konstrukcyjnych. Przy formowaniu czy wytwarzaniu nowych materiałów [89] o strukturze warstwowej, ważna jest ich funkcjonalność i alternatywa dla tradycyjnych rozwiązań. Dzięki temu są materiałem wieloskładnikowym o komponentach wzajemnie połączonych, mają jednolitą budowę, a ich właściwości zależą od rodzaju osnowy, rodzaju matrycy [85] oraz adhezji występującej między matrycą i wzmocnieniem. Struktura wewnętrzna tego materiału istotnie wpływa na jego specyficzne właściwości, które dodatkowo można modyfikować przez odpowiedni dobór metod, procesów i parametrów technologicznych.

Wytwarzanie wyrobów kompozytowych metodą laminowania ręcznego (metoda kontaktowa) za pomocą pędzla lub wałka polega na nasączeniu wzmocnienia kompozytu (w postaci maty, tkaniny, czy prepregu) żywicą aż do pożądanej grubości laminatu. Zaletą otrzymywania materiału metodą kontaktową jest to, że nie wymaga stosowania zbyt skomplikowanych form i oprzyrządowania, jak również dużych nakładów finansowych. Najdroższym, ale i najtrwalszym elementem infrastruktury technologicznej przy laminowaniu kontaktowym jest forma, którą projektuje się dla serii identycznych detali, a jej trwałość zależy od zastosowanych żywic oraz konstrukcji na której się opiera. Uzyskany materiał posiada niestety tylko jedną stronę o zadowalającej gładkości oraz często zdarza się, że grubość powstałego laminatu nie jest jednaka na całej powierzchni. Niektóre wyroby mogą posiadać wady w postaci pęcherzy powietrza, pustek wewnętrznych materiału między warstwami kompozytu.

Najczęściej występują one na krawędziach gotowych elementów, wprowadzone poprzez operacje np. cięcia, lub skutek nie dotrzymania czasów utwardzania i zbyt małej porcji żywicy przewidzianej pomiędzy kolejne warstwy maty. Wszystkie wady (powstałe w procesie technologicznym) pogarszają właściwości mechaniczne materiału, a także walory estetyczne wyrobu. Te zjawiska są bardzo czułe na jakość i niedoskonałości struktury WMK wytworzonego w procesie formowania materiału [34-35]. Rozwarstwienia na brzegach próbek, czy efekt skali są bardziej widoczne przy zniszczeniu WMK w badaniach dynamicznych.

Gurvich oraz Pipes [90] przedstawili ogólne podejście wyjaśniające efekt skali w kompozytach polimerowych, który jest wygodny w analizie wielokrokowego statystycznego procesu zniszczenia WMK (tendencja spadku wytrzymałości przy wzroście grubości laminatu).

Numeryczną metodę określania i badania wytrzymałości kompozytów wielowarstwowych, których koncentracje naprężeń są bardziej złożone niż w kompozycie jednokierunkowym zaproponował Curtin [62].

W zależności od badań lub charakteru obciążeń, wyróżniamy wpływ zjawisk takich jak jakość swobodnego brzegu [292] (technologia cięcia [32]), realizacja destrukcji próbki w trakcie obciążenia [264], czy efekt skali (wielkość pomiarowa próbki [236, 237]).

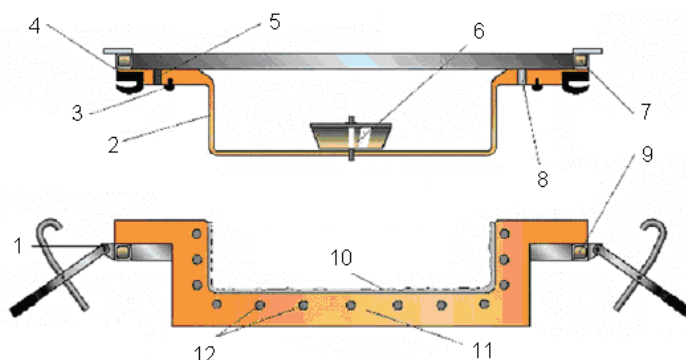
Duże gradienty naprężeń na krawędzi próbki (wywołane efektem brzegowym) były analizowane przy powstawaniu destrukcji (rozwarstwienia [233]). Zrozumienie tego zjawiska w materiałach warstwowych prowadzi do analizowania rozkładów naprężeń, przy uwzględnieniu roli struktury (dla dowolnej architektury ułożenia warstw w WMK [194, 196]).

Na przykładzie obecności znacznych międzywarstwowych naprężeń ścinających (ang. *interlaminar shear stresses*) starano się wyjaśnić możliwość transferu naprężeń stycznych w warstwach kompozytu warstwowego na brzegu swobodnym [195]. Potwierdziło to szereg badań i analiz [81, 172, 200, 259] kompozytów o różnej architekturze ułożenia warstw, które w konsekwencji wykazywały obniżoną wytrzymałość dla obciążeń zarówno statycznych [197] jak również cyklicznych.

Naprężenia międzywarstwowe możemy wyznaczyć wykorzystując metodę elementów skończonych, którą można zweryfikować jedynie poprzez porównanie wartości teoretycznej z eksperymentalną. Grubość badanego kompozytu warstwowego jest równa szerokości krawędzi brzegu [140, 197]. Na proces destrukcji największy wpływ mają normalne (σ) oraz styczne naprężenia (τ) międzywarstwowe (S), które wizualnie powodują „puchnięcie” swobodnego brzegu [140].

W ostatnich latach zrozumienie efektu brzegowego skupia się raczej na zobrażowaniu tego zjawiska niż na stworzeniu metod pozwalających uwzględnić jego wpływ na wytrzymałość złożonych materiałów, czy elementów konstrukcji. Niwelowanie tych zjawisk oprócz polepszenia jakości wykonania WMK czy krawędzi próbki, odbywa się poprzez zastępowanie tradycyjnych metod wytwarzania WMK w formach otwartych (jak laminowanie ręczne lub natrysk żywicy z włóknem ciętym, czy długim) metodami formowania „infuzyjnego pod próżnią”. Proces for-

mowania w formach zamkniętych (metoda infuzji [45, 97] – zobacz rozdział 5.2.1, czy RTM [33, 251]) polega na wtłaczaniu żywicy pod ciśnieniem do wnętrza formy. Wzmocnienie i materiał podstawowy są umieszczone w gorącej lub podgrzewanej formie [251, 48]. Stosowanie rozgrzanej formy w metodzie RTM (rys. 4.1) pozwala na osiągnięcie krótszego cyklu formowania wyrobu oraz zwiększa jego powtarzalność. Automatyzacja procesów pozwala uzyskać szacunkowo jednakową jakość kompozytu warstwowego oraz dużą szybkość produkcji przy wysokiej precyzji wykonania detalu. W przeciwieństwie do laminowania na mokro, emisja rozpuszczalników jest minimalna (kontakt ze szkodliwymi substancjami lotnymi jak styren), gdyż zwilżanie włókien odbywa się wewnątrz układu.



Rys. 4.1. Formowanie kompozytu metodą RTM (wtłoczenie ciekłej żywicy pod ciśnieniem): 1 – kłamra zamykająca, 2 – górna elastyczna część formy, 3 – wewnętrzna uszczelka, 4 – zewnętrzna uszczelka próżniowa, 5 – peryferyjny kanał próżniowy, 6 – centralny kanał próżniowy oraz naczynie nadmiaru żywicy, 7 – lekka rama stalowa górnej części formy, 8 – kanał dolotowy żywicy, 9 – lekka rama stalowa dolnej części formy, 10 – pakiet wzmocnienia, 11 – dolna sztywna ogrzewana część formy, 12 – instalacja cieplna [42]

Z drugiej strony wyroby wytworzone tą metodą mogą posiadać wady w postaci pęcherzy powietrza, ubytków wewnętrznych materiału między warstwami kompozytu, które najczęściej występują na krawędziach gotowych elementów, wskutek niedokładnego wykonania, tzn.:

- zbyt szybkiego wylaminowania,
- nie dotrzymywania czasów utwardzania poszczególnych warstw,
- zbyt małej porcji żywicy przewidzianej pomiędzy kolejne warstwy maty,
- niedostatecznego przesączania maty szklanej,
- niedociśnięcia maty w miejscach zaokrągleń, promieniach elementu.

Charakterystyki różnych odmian metod RTM formowania kompozytów pod względem wydajności czy dokładności przedstawiono porównawczo w tabeli 4.1 w skali punktowej od 1 do 10 (gdzie 1 oznacza ocenę najmniej atrakcyjną, a 10 najwyższą).

Tabela 4.1. Ocena porównawcza odmian formowania metodą RTM [97]

Metoda produkcji	Wydajność	Dokładność wykonania wyrobów	Zastosowanie	Przydatność do wyrobów > 15m ²	Koszty oprzyrządowania i infrastruktury	Trwałość form	Czas uruchomienia produkcji
RTM	7	10	10	6	5	8	5
MIT RTM	10+	10	7	5	3	10	3
L-RTM	3	7	5	10	10	3	10

Z danych w tabeli 4.1 możemy wnioskować, że każda z odmian metody RTM ma swoje wady i zalety. Lekki-RTM wydaje się najbardziej przydatny przy formowaniu wyrobów o powierzchni powyżej 15 m² (wówczas wydajność jest najmniejsza, ale za to wymaga najmniejszych nakładów na oprzyrządowanie i infrastrukturę).

Jeśli mamy produkować dużą serię zaawansowanych technicznie wyrobów kompozytowych o dużej dokładności wymiarowej (dotyczy to przede wszystkim grubości ścianek), właściwym wyborem będzie tradycyjny RTM.

Takie wytwarzanie w formach zamkniętych wyrobów kompozytowych znalazło zastosowanie w przemyśle samochodowym [135], przy wytwarzaniu kompozytów z włóknami naturalnymi oraz w przemyśle lotniczym i kosmicznym [238, 269].

W modelowaniu procesów RTM, często zakłada się, że przepływ i wymianę ciepła można przedstawić w postaci dwuwymiarowej [149] o lokalnej równowadze termicznej [108] i stałej porowatości (część włóknista [110]), których równania zachowania masy, pędu i energii dla anizotropowego ośrodka porowatego ze stałymi właściwościami (w stanie ustalonym) są opisane w pracy [129].

W pracach Firdaoussa i Duplessisa [76], Tellesa [249], Nielda [163] przeprowadzono ciekawe analizy w celu oszacowania współczynnika przewodności cieplnej, drożności przepływu i dyspersji w ośrodkach porowatych. Numeryczną symulację procesu impregnacji żywic (na przykładzie metody RTM) wykonał Ipek [117] zwiększając tym samym wydajność procesu formowania. Kashani do optymalizacji napełniania formy żywicą w metodzie RTM użył sterowania adaptacyjnego połączonego z algorytmem genetycznym [127]. Jego obliczenia dość dobrze pokryły się z wartościami eksperymentalnymi. Otrzymane wyniki dostarczyły użytecznych informacji przy wyborze optymalnych parametrów przeprowadzania procesu formowania ze wzmacnianiem w postaci tkanin, czy włókien polimerowych w warunkach próżni VARTM (ang. Vacuum Assisted [120]) jako tańszą alternatywę wytwarzania struktur złożonych (co widzimy w zastosowaniach cywilnych, militarnych i kosmicznych [207]).

Modelowanie przepływu cieczy (przy pomocy modelu Darcy’ego–Brinkmana–Forchheimera [144]), czy procesu wymiany ciepła za pomocą równania energii (opartego na założeniu o lokalnej równowadze termicznej) poddawane są zarówno izotropowe, jak i anizotropowe ośrodki porowate. Istnieją dwie dość ważne kwestie w modelowaniu przepływu żywicy w formach zamkniętych, które są często poruszane w literaturze:

1. Precyzyjna prognoza zmian temperatury, umożliwiającą zapobieganie przemianie żywicy w żel zanim forma zostanie wypełniona, lub zbyt szybkemu utwardzeniu kompozytu [55, 102, 107, 108].
2. Prognoza i pomiar drożności przepływu, który jest istotnym czynnikiem w projektowaniu właściwości wytrzymałościowych kompozytów wytwarzanych metodami „infuzji pod próżnią” [56, 130, 234]. Konieczne jest precyzyjne określenie drożności w celu ustalenia z rozsądną dokładnością temperatury i prędkości wtłaczania żywicy.

4.1.1. Analiza parametrów technologicznych na właściwości wytrzymałościowe kompozytu warstwowego formowanego metodą L-RTM

W trakcie badań wstępnych przeanalizowano wpływ parametrów technologicznych metody wtłaczania żywicy (L-RTM), otrzymanych dla kompozytów z różnym udziałem wagowym wzmocnienia (tab. 4.2). Otrzymany kompozyt B1, jako jedyny zawierający przyspieszacz (1,5 g przyspieszacza/1 kg żywicy) w żywicy, wytworzony przy wyższym ciśnieniu docisku i większej zawartości maty szklanej, odznaczał się odpowiednio wyższymi o 23 i 26% właściwościami wytrzymałościowymi (tab. 4.3), niż kompozyty B3 i B2. Należy zauważyć, iż lepsze właściwości mechaniczne są efektem bardziej spójnej budowy struktury kompozytu B1, niż kompozyty bez przyspieszacza (B2 i B3).

Tabela 4.2. Parametry technologiczne badanych kompozytów wytworzonych metodą L-RTM [54]

Metoda	Komponenty			Parametry technologiczne		
L-RTM	Mata szklana, Syncoglas, %	Żywica	Utwardzacz Peroxan M50L, ml	Ciśnienie wtłaczania, kPa	Czas utwardzania (dotwardzanie), h	Czas wtryskiwania, min
B1	41,0	Polimal 109-32K	40	150	0,25 (24)	2
B2	43,2		30	100	0,33 (24)	
B3	31,0		65	180	0,41 (24)	

Jako rezultat pomiaru przyjęto wartość średniej siły zniszczenia matrycy w warstwach kompozytu, otrzymane z co najmniej dziesięciu (kompozyt B2 i B3) i trzydziestu pomiarów (kompozyt B1). Zamieszczono również przedziały otrzymanych w doświadczeniach wartości wytrzymałości.

Tabela 4.3. Właściwości mechaniczne kompozytów wytworzonych metodą L-RTM [31, 48]

Właściwości	Kompozyty		
	B1	B2	B3
$\sigma_{\max}$, MPa	$\frac{119,10}{94,50 \div 159,50}$	$\frac{87,29}{73,43 \div 101,16}$	$\frac{91,80}{75,68 \div 107,35}$
E , MPa	$\frac{8186}{7747 \div 7625}$	$\frac{5802}{5431 \div 6173}$	$\frac{6286}{7568 \div 6800}$

Wartość temperatury wtlaczanej żywicy, podobnie jak ciśnienie docisku, jest tym czynnikiem, który determinuje kształtowanie się określonych właściwości mechanicznych kompozytów. Podczas procesu wtlaczania temperatura i ciśnienie oddziałują na kinetykę krystalizacji osnowy polimerowej, a przez to na strukturę i stopień krystaliczności zestalonego laminatu. Zmiana warunków przepływu w układzie uplastyczniającym powoduje w formie różnicę orientacji makromolekuł [69, 161, 226].

Stwierdzono, że przy temperaturze poniżej temperatury zeszklenia (T_g) moduł zachowawczy jest prawie niezależny od stopnia krystaliczności, natomiast powyżej wzrasta ze wzrostem stopnia krystaliczności. W dalszej części monografii wykazano, że w przyjętym do rozważań materiale ulegają zmianie właściwości mechaniczne wskutek działania obciążeń statycznych, jak i cyklicznych po określonym czasie.

4.1.2. Wpływ starzenia na rozrzut właściwości mechanicznych kompozytu warstwowego

Starzeniu podlegają wszystkie kompozyty polimerowe, w których kumulacja rozproszonych mikropęknięć, prowadzi do powstawania pęknięć (naruszających grubość oddzielnych komponentów kompozytu jak i samego materiału). W kompozytach wzmocnionych włóknem szklanym są to pęknięcia otwarte wychodzące na powierzchnię elementu. Ułatwiają wnikanie różnych płynów czy wody z otoczenia do obszarów warstw nośnych materiału [113-115].

W statycznej próbie rozciągania charakterystyki wytrzymałościowe kompozytu poddanego starzeniu maleją w zależności nie tylko od jakości otrzymanej struktury polimeru, ale i od temperatury otoczenia (naprężenie niszczące maleje wraz ze wzrostem temperatury).

Rozrzut wartości charakterystyk wytrzymałościowych kompozytów warstwowych o osnowie polimerowej po określonym czasie przedstawia tabela 4.4. Jako rezultat pomiaru przyjęto wartość średniej siły zniszczenia matrycy w warstwach kompozytu, otrzymaną z analizy co najmniej pięciu pomiarów. Zamieszczono również przedziały otrzymanych w doświadczeniach wartości wytrzymałości. Rozrzut wartości charakterystyk wytrzymałościowych spowodowany aspektami starzenia spowoduje nagromadzenie się defektów i uszkodzeń w strukturach otrzymanych materiałów. Styczne naprężenia powstałe między komponentami kompozytu przegrupowują naprężenia na sąsiednie włókna wskutek zmniejszenia pola powierzchni kompozytu.

Tabela 4.4. Właściwości mechaniczne kompozytów wytworzonych metodą L-RTM po dwu- i trzy-letnim okresie ekspozycji [38]

Właściwości	Kompozyty		
	B1	B2	B3
<i>po dwóch latach ekspozycji</i>			
$\sigma_{\max}$, MPa	$\frac{121,25}{114,00 \div 125,50}$	$\frac{111,38}{95,17 \div 131,40}$	$\frac{120,75}{107,70 \div 139,90}$
E , MPa	$\frac{7076}{6643 \div 7446}$	$\frac{5031,50}{5901 \div 6266}$	$\frac{6330,40}{6212 \div 6571}$
<i>po trzech latach ekspozycji</i>			
$\sigma_{\max}$, MPa	$\frac{109,70}{105,94 \div 114,02}$	$\frac{99,86}{89,41 \div 106,86}$	$\frac{108,46}{97,71 \div 115,10}$
E , MPa	$\frac{4788,67}{4548 \div 5065}$	$\frac{4693}{4439 \div 4892}$	$\frac{3880}{3555 \div 4225}$

Kompozyt B1 przy bardziej spójnym upakowaniu mikrocząsteczek polepszył σ o ok. 1,5% po dwuletniej ekspozycji (tab. 4.4). Mniejsza zawartość utwardzacza Peroxan M50L, przy nieznacznym wzroście udziału objętościowego wzmocnienia (tab. 4.1) i mniejszej wartości ciśnienia wtlaczanej żywicy jako czynnika zewnętrznego przy formowaniu kompozytu B2 (po dwuletniej ekspozycji), spowodował zwiększenie σ o 22% i zmniejszenie wartości E o 14% poprzez wytrącenie szkła ze stanu wyjściowego w czasie procesu relaksacji i dotwardzaniu. Profil przepływu wprowadzonej żywicy (prędkość [119]) zmienia się z upływem czasu trwania tego zjawiska ze względu na ciągłą zmianę grubości warstwy zestalonej oraz przejściowej (w obszarze między tymi granicami zaczyna rosnąć naprężenie styczne).

Drożność kanału wtlaczania (z niższą temperaturą i niższym ciśnieniem wprowadzania żywicy w zamkniętą formę [144]) polepsza właściwości mechaniczne formowanego materiału w stosunku do udziału objętościowego wzmocnienia. Uwi-docznić się znaczący wpływ jakości obróbki dotwardzania laminatu na wytrzymałość finalnego kompozytu po określonym czasie (starzeniu). Dłuższy czas utwardzania i większe ciśnienie wytworzonego kompozytu B3 po trzech latach ekspozycji w porównaniu z dwuletnim okresem starzenia zmniejszył odpowiednio σ i E o 11% i ok. 40%. Bardziej stabilne właściwości posiadają kompozyty B1 i B2, których σ i E zmniejszyły się o ok. 10 i 30% (7% dla kompozytu B2). Mniejsza ilość Peroxanu M50L w kompozycie B2 spowodowała zmniejszenie σ a zarazem zwiększenie E , odpowiednio o 8% i 20 % w stosunku do kompozytu B3 po trzyletnim okresie ekspozycji. Nie zaobserwowano zmian σ w kompozycie B1 odnośnie kompozytu B3 po trzyletniej ekspozycji, czego nie możemy powiedzieć o module Younga.

Zmniejszenie tych wartości prowadzi do uzyskania kompozytu o niższych wartościach wytrzymałościowych. Podobne relacje jak dla wytrzymałości na rozciąganie

uzyskano dla twardości. Natomiast w przypadku temperatury mięknienia największy wpływ na jej wartość ma ciśnienie wtlaczanej żywicy. W przypadku kompozytu polimerowego (o zawartości 50% włókna szklanego) stwierdzono, że obniżenie temperatury wtlaczania powoduje zwiększenie wartości temperatury mięknienia.

Uzyskując większą gęstość przy formowaniu kompozytu warstwowego, otrzymujemy też większe wartości modułu zachowawczego. Efekt ten jest szczególnie widoczny po przejściu temperatury zeszklenia T_g , co jest efektem upakowania makrocząsteczek. Wytrzymałość adhezyjna kompozytu B1 wyniosła 119,50 MPa [33].

Istotne rozbieżności otrzymanych z obliczeń stałych materiałowych (opisanymi w rozdziale 2.4.1), można zniwelować, uwzględniając (przy szybkim i dynamicznym rozwoju jaki obserwujemy w ostatnim czasie) technologię wytwarzania (tab. 4.1). W tabelach 4.5–4.7 zestawiono wartości teoretyczne (z rozrzutem otrzymanym z eksperymentu) i po dwuletniej ekspozycji stałych inżynierskich kompozytów polimerowych dla próbek wytworzonych metodą L-RTM.

Tabela 4.5. Zamodelowane stałe techniczne dla kompozytu B1 wytworzonego metodą L-RTM poprzez modele homogenizacji z uwzględnieniem parametrów technologicznych [42]

Stale inżynierskie	Kompozyt B1	Reguła mieszanin [148, 121]	Model Abolinsha [1]	Model Wilczyńskiego-Lewińskiego [261]	Model HRT [289]
E_1 , GPa	eksperymentalne	4,45 (4,45)	4,52 (4,52)	4,45 (4,45)	4,00 (4,57)
	po dwóch latach starzenia	4,64	4,65	4,64	4,66
E_2 , GPa	eksperymentalne	4,22 (4,22)	4,32 (4,32)	4,38 (4,38)	3,84 (4,31)
	po dwóch latach starzenia	4,62	4,38	4,47	4,41
G_{12} , GPa	eksperymentalne	1,97 (1,97)	1,56 (1,56)	2,16 (2,16)	2,71(2,71)* 0,36 (0,36)**
	po dwóch latach starzenia	1,97	1,59	2,16	2,71 * 0,36**
G_{32} , GPa	eksperymentalne	2,71 (2,71)	1,56 (1,56)	2,58 (2,07)	–
	po dwóch latach starzenia	2,71	1,73	2,48	–
ν_{12}	eksperymentalne	0,56 (0,60)	0,33 (0,33)	0,30 (0,30)	0,33 (0,33)* 0,15 (0,13)**
	po dwóch latach starzenia	0,58	0,33	0,30	0,26* 0,11**

* $k = 0$ – włókna są odseparowane od siebie, ** $k = 1$ – włókna stykają się ze sobą

Tabela 4.6. Zamodelowane stałe techniczne dla kompozytu B2 wytworzonego metodą L-RTM poprzez modele homogenizacji z uwzględnieniem parametrów technologicznych [42]

Stale inżynierskie	Kompozyt B2	Reguła mieszanin [148, 121]	Model Abolinsha [1]	Model Wilczyńskiego-Lewińskiego [261]	Model HRT [289]
E_1 , GPa	eksperymentalne	3,98 (4,57)	3,98 (4,57)	3,98 (4,57)	4,02 (4,62)
	po dwóch latach starzenia	4,47	4,48	4,47	4,52
E_2 , GPa	eksperymentalne	3,91 (4,27)	3,95 (4,37)	3,92 (4,43)	3,86 (4,36)
	po dwóch latach starzenia	4,22	4,30	4,35	4,28
G_{12} , GPa	eksperymentalne	2,04 (2,04)	1,42 (1,58)	2,24 (2,24)	2,84 (2,84)* 0,36 (0,36)**
	po dwóch latach starzenia	2,04	1,56	2,24	2,84* 0,38 **
G_{32} , GPa	eksperymentalne	2,75 (2,75)	1,46 (1,58)	2,15 (2,15)	–
	po dwóch latach starzenia	2,75	1,56	2,15	–
ν_{12}	eksperymentalne	0,58 (0,54)	0,33 (0,33)	0,30 (0,30)	0,25 (0,15)* 0,12(0,17)**
	2 latach starzenia	0,55	0,33	0,30	0,24* 0,12**

* $k = 0$ – włókna są odseparowane od siebie, ** $k = 1$ – włókna stykają się ze sobą

Tabela 4.7. Zamodelowane stałe techniczne dla kompozytu B3 wytworzonego metodą L-RTM poprzez modele homogenizacji z uwzględnieniem parametrów technologicznych [42]

Stale inżynierskie	Kompozyt B3	Reguła mieszanin [148, 121]	Model Abolinsha [1]	Model Wilczyńskiego-Lewińskiego [261]	Model HRT [289]
1	2	3	4	5	6
E_1 , GPa	eksperymentalne	4,06 (4,27)	3,90 (4,27)	4,06 (4,27)	3,95 (4,33)
	po dwóch latach starzenia	4,35	4,35	4,35	4,40
E_2 , GPa	eksperymentalne	3,82 (4,02)	3,14 (4,10)	4,02 (4,16)	3,75 (3,39)
	po dwóch latach starzenia	4,05	4,12	4,21	3,97

cd. tabeli 4.7

1	2	3	4	5	6
G_{12} , GPa	eksperymentalne	1,71 (1,71)	1,39 (1,48)	1,97 (1,97)	2,28 (2,28)* 0,36 (0,36)**
	po dwóch latach starzenia	1,71	1,50	1,97	2,28* 0,36 **
G_{32} , GPa	eksperymentalne	2,15 (2,15)	1,82 (1,48)	1,78 (1,78)	–
	po dwóch latach starzenia	2,15	1,49	1,78	–
ν_{12}	eksperymentalne	0,60 (0,56)	0,35 (0,35)	0,31 (0,31)	0,40 (0,46)* 0,21 (0,17)**
	po dwóch latach starzenia	0,54	0,35	0,31	0,60* 0,18**

* $k = 0$ – włókna są odseparowane od siebie, ** $k = 1$ – włókna stykają się ze sobą

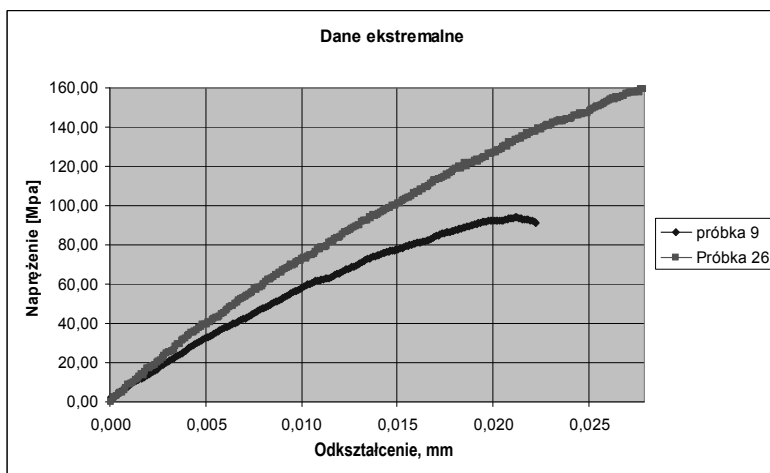
Należy zauważyć, że otrzymane wartości z obliczeń stałych technicznych: modułów E_1 i G_{12} oraz liczby Poissona (ν_{12}) zamieszczone w tabelach, wykazują dość dobrą zgodność we wszystkich zastosowanych modelach. Pozostałe stałe materiałowe (E_2 , G_{32}) wykazały znaczny rozrzut w porównaniu z wartościami eksperymentalnymi.

Moduł E_2 laminatów dwukierunkowych wytworzonych przy różnych parametrach technologicznych posiadał do 93% zgodności wartości otrzymanej z eksperymentu z wartością uzyskaną z modelu Wilczyńskiego–Lewińskiego, czy HRT (dla struktur gdzie włókna stykają się ze sobą), czego nie można stwierdzić po dwuletnim starzeniu. Pozostałe modele do ok. 10% przekraczają (Abolinsha, reguła mieszanin) wartość E_2 . Natomiast wartość E_1 (w kierunku ułożenia włókien) obliczone modelami homogenizacji (reguła mieszanin, model Wilczyńskiego–Lewińskiego, Abolinsha, czy HRT) nie pokrywa się z eksperymentalnymi, a jego różnica sięga 15% (kompozyt B2 – model Wilczyńskiego–Lewińskiego).

4.1.3. Analiza statystyczna naprężeń niszczących kompozyt polimerowy

Przeprowadzono [54] wstępną analizę empirycznych zależności naprężeń rozciągających σ od względnych odkształceń liniowych ε dla populacji 30 próbek wyciętych z wytworzonej płyty kompozytu metodą L-RTM (kompozyt B1). Na rysunku 4.2 przedstawiono wykres badanej zależności dla dwóch próbek (9 i 26) o ekstremalnych wartościach naprężeń niszczących:

- $\sigma_9 = 94,5$ MPa dla $\varepsilon_9 = 0,0214\%$;
- $\sigma_{26} = 159,5$ MPa dla $\varepsilon_{26} = 0,0278\%$.



Rys. 4.2. Dane empiryczne statycznej próby rozciągania kompozytu warstwowego dla próbek 9 i 26 o ekstremalnych naprężeniach niszczących

Wartości naprężeń i odkształceń niszczących dla pozostałych dwudziestu ośmiu próbek zawierają się w przedziałach wyznaczonych przez dane dla próbek prezentowanych na rysunku 4.2. Przedział wartości odkształceń maksymalnych dla tych próbek wynosi 0,0064%, zaś przyrost względny liczony jako stosunek przedziału do wartości minimalnej wynosi 0,299. Dla naprężeń ekstremalnych przedział i przyrost względny dla tych samych próbek wynosi odpowiednio: 65 MPa i 0,688. Wyniki badań pozostałych dwudziestu ośmiu próbek charakteryzowały się dość dużym rozrzutem, co wymagało wykonania analizy statystycznej otrzymanych wyników.

Ekstremalne wartości naprężeń niszczących zbioru danych populacji przykładowo określiły parametry statystyczne (tab. 4.8) i metoda łodyga – liść (tab. 4.9).

Tabela 4.8. Parametry statystyki z 30 próbek kompozytu na osnowie poliestrowej wytworzonego metodą L-RTM [5]

Lp.	Parametry statystyki	Wartości
1.	kwartyl dolny	109,7 MPa (25-ty percentyl)
2.	mediana	114,1 MPa (50-ty percentyl)
3.	kwartyl górny	128,5 MPa (75-ty percentyl)
4.	odstęp międzykwartylowy	18,8 MPa
5.	wartość modalna	113,0 MPa (dominanta)
6.	średnia naprężenie niszczące	119,5 MPa

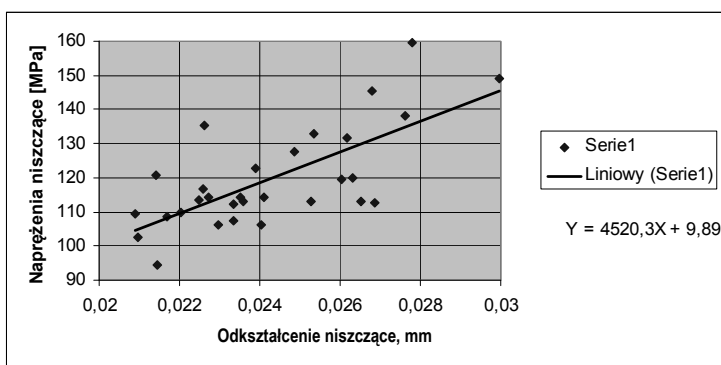
Tabela 4.9. Przykładowe zestawienie danych eksperymentalnych metodą lodyga – liść [253]

Napężenia niszczące	Odkształcenia niszczące
9 4	0,021 0 1 4 4 9
10 2 6 6 7 8 9	0,022 4 6 7 9
11 0 2 3 3 3 3 4 4 4 7 9	0,023 4 4 4 4 6 6
12 0 1 2 7	0,024 0 1 1 9
13 2 3 5 8	0,025 3 6 9
14 5 9	0,026 3 4 5 8 9
15 9	0,027 4 8
	0,028 9

W pierwszym wierszu w tabeli 4.9 zapisano najmniejszą wartość napężenia niszczącego 94, która przed zaokrągleniem wynosiła 94,5 MPa, dla której „lodyga” i „liść” przyjęły odpowiednio wartości 9 i 4. W drugim wierszu zapisano wartości sześciu następnych naprężeń. Dla przedstawienia odkształceń zaokrąglono je do czwartego miejsca po przecinku.

Z rozkładu naprężeń niszczących wynika ze zbior 30 wartości nieznacznie jest prawoskośny (wartość średnia jest większa od mediany), spiczasty (lepkokurtyczny), ale zbliżony do normalnego, zaś rozkład odkształceń niszczących jest spłaszczony.

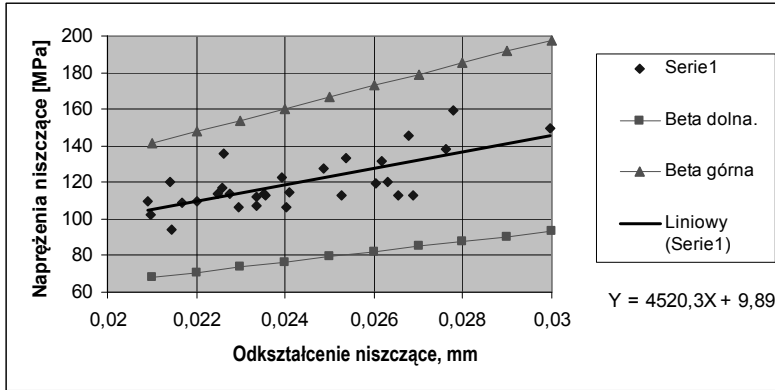
Pełne zestawienie par danych napężenie–odkształcenie niszczące przedstawiono na wykresie (rys. 4.3).



Rys. 4.3. Dane empiryczne naprężeń i odkształceń niszczących próbki kompozytu warstwowego [54]

Określono przedziały ufności dla powyższych populacji danych eksperymentalnych kompozytu (z pewnością 95%; $\beta_0 = [-32,6; 52,4]$, $\beta_1 = [2776; 6264]$), których punkt przecięcia z osią rzędnych linii regresji zawiera się w przedziale $[-32,6; 52,4]$, a współczynnik kierunkowy linii regresji dla populacji mieści się pomiędzy wartościami z przedziału $[2776; 6264]$.

Na rysunku 4.4 przedstawiono linie regresji dla parametrów β_0 , β_1 w populacji przy założeniu, że $\beta_0 = b_0 = 9,89$, zaś parametr β_1 przyjmuje najmniejszą i największą wartość z wyznaczonego przedziału ufności.



Rys. 4.4. Dane empiryczne naprężeń i odkształceń niszczących próbki kompozytu warstwowego (Serie 1) z trzema liniami regresji: $\beta_1 = 2776$ (Beta dolna); $b_1 = 4520$ (Liniowy); $\beta_1 = 6264$ (Beta górna)

Przedziały ufności z liniami regresji dla powyższych populacji danych eksperymentalnych posłużą nam do zobrazowania zmienności naprężeń niszczących poprzez metodę prognostyczną.

4.1.4. Prognozowanie zniszczenia próbek metodą wygładzenia wykładniczego danych empirycznych metodą prognostyczną Browna

Ważnym zagadnieniem w badaniach niszczących jest analiza danych poprzedzających moment zniszczenia. Dla zobrazowania zmienności naprężeń zestawiono określoną populację danych (tab. 4.10) dla wybranych czterech następujących odkształceń $\varepsilon_{\max} = \{0,005; 0,010; 0,015; 0,020\}$. Z zestawienia danych eksperymentalnych wynika, że w miarę wzrostu odkształceń następuje coraz większe spłaszczenie rozkładów naprężeń pod wpływem narastającej losowości kierunku i skupień lokalnych zniszczeń osnowy kompozytu.

Po analizie wykresów wszystkich próbek, postawiono hipotezę o możliwości prognozowania wartości naprężeń niszczących na podstawie danych o naprężeniach uzyskanych z pomiarów dla odkształceń $\varepsilon = 0,010\%$, które będą w dalszej analizie nazywane danymi wejściowymi dla modelu prognostycznego.

Metoda Browna [5] jako metoda prostego wygładzenia wykładniczego, wyznaczała wartości prognozowane tylko dla okresu lub momentu czasu $t + 1$, z jednym okresem do przodu opartym na obliczeniach średniej ważonej w postaci:

$$\check{Z}_{t+1} = wZ_t + w(1-w) Z_{t-1} + w(1-w)^2 Z_{t-2} + \dots + w(1-w)^n Z_{t-n} \quad (4.1)$$

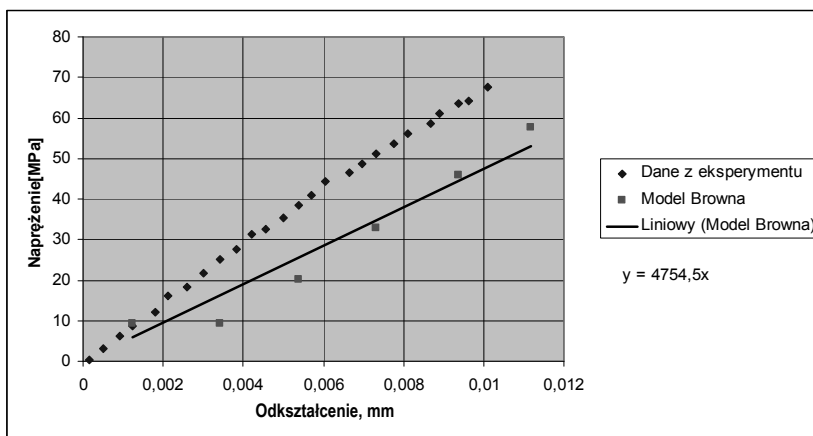
gdzie:

- $\check{Z}_{t+1}$ – prognoza dla chwili czasu $t + 1$;
- w – waga ($w = 0,7$ – wyznaczono eksperymentalnie);
- Z_t, Z_{t-1}, Z_{t-2} – dane wartości szeregu dla chwil czasu: $t, t-1, t-2$.

Tabela 4.10. Naprężenia w próbie rozciągania dla wybranych czterech ε

Odkształcenia, %			
$\varepsilon = 0,005$	$\varepsilon = 0,010$	$\varepsilon = 0,015$	$\varepsilon = 0,020$
30 5 8	56 7 8	76 9	92 5
31 1 2 3 4 6 9	57 1 4 5	78 9	96 1 8
32 0 3 3 4 7 7 8	58 4 6 6 8 9	79 0 2	97 7
33 1 2 6 8 8	59 1	80 4 9	98 0 4 4
34 1 5	60 3	82 2 6 8	99 9
35 5 5 5	61 0 2 9 9	83 3	102 5 8
37 0 4 6 8	62 2 3 7 9	84 0 5	103 0 8
39 2	63 5 6	85 1 7 9	104 1 9 9
	65 7 7	86 0 9	105 3
	66 3	87 8	106 9
	67 6 6	89 3 3	107 1
	69 8 8	90 2 8	110 2 4 9
	71 6	91 2 5	113 7 8
		93 8 8 9	114 3
		96 9	116 2 2
		99 7	118 1
		101 2	122 3
			124 9
			126 9

Dla ułatwienia wykonania obliczeń model wygładzenia wykładniczego zapisuje się w postaci równań rekurencyjnych według zależności zawartych w pracy [54]. Rysunek 4.5 przedstawia efekt wygładzenia dla wybranej próbki przez równanie trendu $y_B = 4754,5x$, z założeniem, że linia trendu przecina oś rzędnych w punkcie 0.



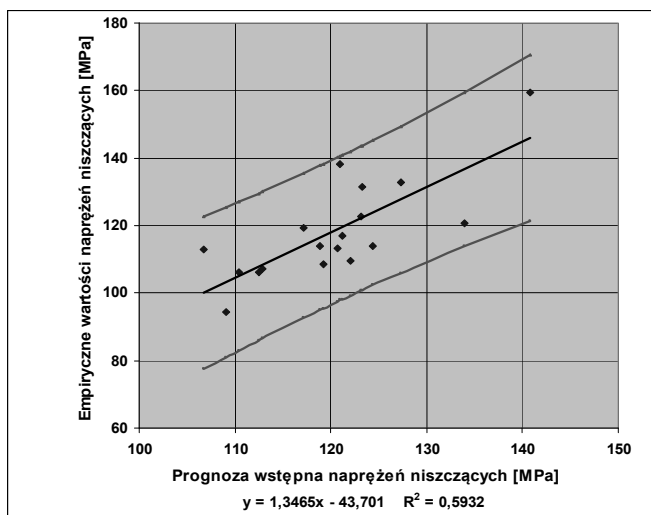
Rys. 4.5. Przykład danych empirycznych z próby rozciągania oraz danych prognozowanych metodą Browna z prostoliniowym trendem

Powyższa analogia obliczeń została zastosowana dla wszystkich trzydziestu próbek, a uzyskane równania (linii trendu) wykorzystano do wyznaczenia prognozowanych w ten sposób teoretycznych wartości naprężeń odpowiadających zakładanemu odkształceniu $\varepsilon = 0,02\%$. Została wybrana najmniejsza wartość odkształcenia niszczącego w zbiorze danych eksperymentalnych. Wyznaczone naprężenia nazwano prognozą wstępną naprężeń niszczących.

Dla każdej próbki uzyskano inny błąd prognozy, co przedstawiono na wykresie (rys. 4.6). W równaniu regresji $y_p = 1,3465x_p - 43,701$, należy przyjąć, że y_p oznacza teoretyczne wartości naprężeń, zaś x_p przyjmuje wartości prognoz wstępnych.

W analizowanym przypadku wydaje się uzasadnione zastosowanie prognozy przedziałowej, wyznaczając przedział predykcji poprzez:

- krytyczną wartość w rozkładzie t przy 16 stopniach swobody: $t_{0,025} = 2,12$;
- standardowy błąd szacunku o wartości: $s = 9,78$;
- licznosc próby: $n = 18$;
- średnią dla wartości prognoz wstępnych: $\bar{s} = 120,27$ MPa;
- sumą kwadratów odchylen prognoz wstępnych x od średniej $\bar{s}$: $SS_x = 1230,2$.



Rys. 4.6. Zestawienie wstępnych prognoz z empirycznymi danymi o naprężeniach niszczących oraz prognoza przedziałowa

Przyjęcie liczności próby $n = 18$ o wartościach wylosowanych pozwala na sprawdzenie dokładności prognozy przedziałowej po wykorzystaniu pozostałych 12 danych o wartościach wcześniej tzw. „zakrytych”, które tworzą podzbiór kontrolny. Po uwzględnieniu danych z podzbioru kontrolnego stwierdzono zgodność prognozy przedziałowej.

Powyższa metodyka wymaga posiadania większej ilości danych eksperymentalnych naprężeń w funkcji odkształceń i wymaga dalszych prac weryfikacyjnych,

gdyż techniki analizowania niezawodności na przykładzie drzewa uszkodzeń czy metod blokowych diagramów niezawodności nie pozwalają na rozpatrywanie złożonych strategii procesów zniszczenia.

4.1.5. Metody prognozowania właściwości wytrzymałościowych WMK

Przy analizie statystycznej najkorzystniej jest mieć znaczną ilość powtórzeń pomiarów, pomimo iż prace statystyczne ostrzegają przed możliwością wystąpienia błędów wnioskowania, które są testowane przy użyciu testów λ -Kołmogorowa [136], Ryana-Joinera [215], Andersona-Darlinga [6] lub Shapiro-Wilka [221].

Analizy są prowadzone wyłącznie na podstawie rozkładów probabilistycznych. W ocenie autora żaden z obecnie dostępnych systemów nie umożliwia przeprowadzenia analizy przy pomocy podejścia rozmytego zaproponowanego przez Buckleya [28, 29], czy Grzegorzewskiego [88]. Jedynie mogą być pomocne przy szacowaniu niepewności wyników końcowych, gdy wyznaczenie rozkładów probabilistycznych nie jest możliwe.

W przypadku prawidłowo skonstruowanego modelu nie powinna występować tendencja do zawyżania lub zaniżania prognozowanych odpowiedzi. Liczba błędów powinna maleć ze wzrostem ich wartości bezwzględnej poprzez testy normalności z grupy nieparametrycznych testów istotności (wartości zmierzone powinny układać się dokładnie na prostej regresji odpowiadającej rozkładowi np. logarytmiczno-normalnemu czy normalnemu).

Takie wykresy należy traktować w kategoriach narzędzia orientacyjnego, gdyż jego interpretacja jest bardzo wrażliwa na licznosc próbk. Przy próbce o małej liczności nawet spore odchylenia od prostej, są dopuszczalne. Przy próbce o dużej liczności niewielkie odchylenie może zdyskwalifikować rozkład normalny. Stąd też wykres ten ma raczej znaczenie poglądowe, a nie diagnostyczne.

Bardziej dokładnym i ścisłym narzędziem mogą być nieparametryczne testy normalności [162], które określają miarę odległości pomiędzy badaną próbką i rozkładem normalnym (jak test χ^2 [87], λ -Kołmogorowa – stabilizowane wartości krytyczne można znaleźć np. w książce Zielińskiego [286], a algorytmy do obliczania tych wartości są dostępne w pracy Thompsona [250], test Lillieforsa [147], test Shapiro–Wilka [221], czy test Andersona–Darlinga [6]).

4.2. Analiza wpływu jakości ciętej krawędzi na właściwości wytrzymałościowe wyrobów kompozytowych wzmocnionych włóknem szklanym

Wzrastające wymagania przemysłu dotyczące jakości i powtarzalności produkowanych wyrobów prowadzą do rozwoju nowych technologii w zakresie obróbek materiałów z wykorzystaniem strumienia wody i laserów [31, 32, 41]. Cięcie strumieniem wody stanowi alternatywę dla cięcia laserowego, tlenowego, plazmowego oraz cięcia mechanicznego, które podlegają rozwojowi i unowocześnieniu, przy relatywnie niższych kosztach urządzeń.

Prace z zakresu obróbek strugą wodno-ścierną [15, 155, 254] wykazały zdecydowaną przewagę efektywności strugi wodno-ściernej nad stosowaną wcześniej strugą wody [25]. Technologia cięcia strumieniem wodno-ściernym w porównaniu do cięcia laserowego, czy mechanicznego [34, 35] zapewnia wysoką jakość ciętej krawędzi oraz powtarzalność wymiarów obrabianych detali.

O wytrzymałości kompozytu warstwowego decyduje nie tylko jakość ciętej krawędzi, ale przede wszystkim rodzaj materiału wzmacniającego (czyli włókna), sposób jego ułożenia oraz technologia wytwarzania kompozytu jako całości. Zawartość żywicy w kompozycie powinna być odpowiednio dobrana, ponieważ żywica dodana w nadmiarze zwiększa tylko koszty i ciężar wyrobu. Ponadto obniżana jest jakość kompozytu wskutek nadmiaru i nierównomiernego rozprowadzenia żywicy w przesyconym materiale wzmacniającym.

W miejscu, gdzie powstają nacieki z nadmiaru żywicy (np. metoda ręczna), występuje większy skurcz niż w prawidłowo uformowanych fragmentach wyrobu i powstają niekorzystne zjawiska skurczowe prowadzące do powstania naprężeń wewnętrznych. Opisywane czynniki są najczęściej przyczyną odkształceń (zafalowań) powierzchni wyrobu i powodują zmniejszenie właściwości wytrzymałościowych kompozytu. Sprawiają one, że poszukiwane są nowe metody wytwarzania kompozytów, pozwalające na uniknięcie opisywanych wad technologicznych oraz obniżenie kosztów produkcji. Próbkę do badań szczególnie zmęczeniowych muszą być przygotowane bardzo starannie. W czasie ich obróbki narzędziem skrawającym, należy unikać wszelkich zmian, takich jak: skrzywienie próbki, jej nagrzanie lub nadmierne umocnienie (zgniot), zapewniając „jednolitość” ciętej krawędzi.

W wyniku badań przeprowadzonych na próbkach kompozytu wytworzonego poprzez laminowanie ręczne, stwierdzono zmiany charakterystyk wytrzymałościowych na korzyść próbek ciętych metodą frezowania z użyciem wspomagania numerycznego CNC o ok. 9% w porównaniu z frezowaniem konwencjonalnym (tab. 4.11).

Tabela 4.11. Wpływ technologii cięcia na wytrzymałość na rozciąganie (wartości średnie z pięciu pomiarów). Materiał badany metodą formowania – kompozyt wytwarzany metodą kontaktową (próbka A, 2 – zorientowana równolegle do dłuższego boku płyty)

Metoda formowania	Wytrzymałość na rozciąganie $R_{\max}$, MPa	
	Rodzaje obróbek cięcia kompozytu szklanego	
	frezowanie konwencjonalne	frezowanie CNC [34]
metoda kontaktowa (próbka A, 2)	71,59	78,69

Analiza wyników pomiarów wskazuje, że mniejszy spadek właściwości mechanicznych kompozytu (na poziomie 19% i 7%, odpowiednio dla $R_{\max}$ i E), w porównaniu z cięciem strumieniem wodno-ściernym występuje w przypadku cięcia metodą frezowania z użyciem wspomagania numerycznego CNC (tab. 4.12).

Tabela 4.12. Wpływ technologii cięcia na wytrzymałość na rozciąganie (wartości średnie z pięciu pomiarów). Materiał na badany kompozyt wytwarzany metodą infuzji (próbka C, 2 – zorientowana równolegle do dłuższego boku płyty)

Metoda formowania	Wytrzymałość na rozciąganie R_{max} , MPa		
	Rodzaje obróbek cięcia kompozytu szklanego		
	frezowanie konwencjonalne	frezowanie CNC [32]	strumieniem wodno-ściernym [35]
Infuzja (próbka C, 2)	115,11	150,97	188,71

Spadek wytrzymałości kompozytu przecinanego opisywanymi sposobami kształtowania wymiarowego można wyjaśnić powstawaniem fal naprężeniowych między warstwami kompozytu wywołanymi znaczną intensywnością oddziaływań narzędzia na obrabiany materiał. W przypadku cięcia metodą AWJM, intensywność tych oddziaływań jest relatywnie niska, zatem proces ten nie powoduje znacznych destrukcji struktury materiału w sąsiedztwie linii cięcia. Zmienne wartości mechaniczne obserwujemy jedynie przy cięciu wzdłuż, pod kątami 45° i równoległe do włókien (tab. 4.13).

Wytrzymałość na rozciąganie oraz moduł Younga kompozytu formowanego metodą infuzji, ciętego metodą frezowania konwencjonalnego pod kątem 0° są niższe w stosunku do cięcia metod AWJM, odpowiednio o 39% i 16% (tab. 4.14).

Tabela 4.13. Wpływ warunków cięcia AWJM na wytrzymałość na rozciąganie (wartości średnie z pięciu pomiarów). Materiał badany kompozyt wytwarzany metodą infuzji (próbka C, 1–3 odpowiednio z architekturą $\pm 45^\circ$, ciętego wzdłuż włókien (1) i pod kątami 45°(2) i 90°(3))

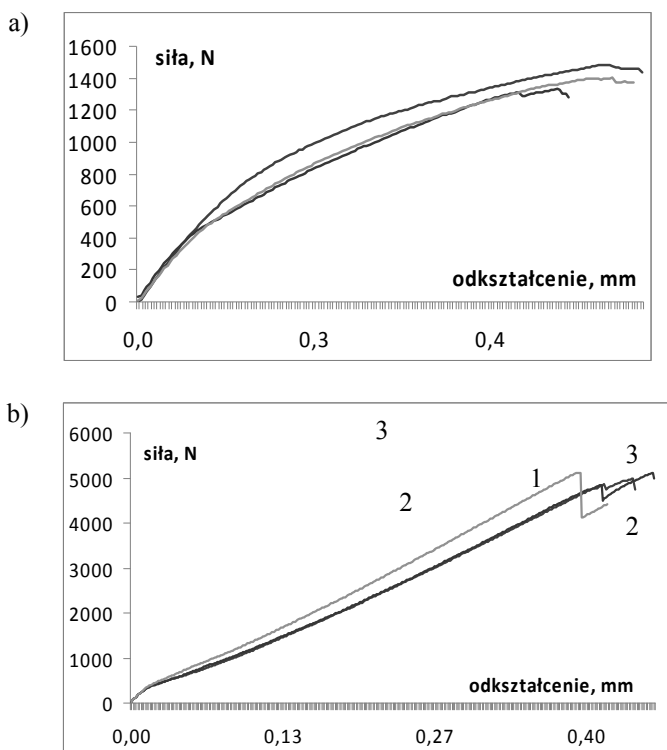
Cięcia AWJM z różną architekturą względem wzmocnienia	Wytrzymałość na rozciąganie R_{max} , MPa, (cięcie strumieniem wodno-ściernym)
Infuzja (próbka C, 1)	167,97
Infuzja (próbka C, 2)	188,71
Infuzja (próbka C, 3)	179,65

Tabela 4.14. Wpływ technologii cięcia mechanicznego, z użyciem CNC oraz strumieniem wodno-ściernym na właściwości mechaniczne kompozytu C z architekturą $\pm 45^\circ$, ciętego wzdłuż włókien (1) i pod kątami 45°(2) i 90° (3)

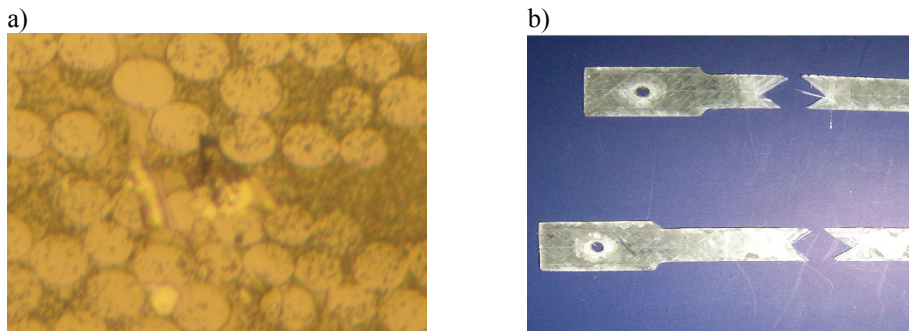
Kompozyt	Rodzaje obróbek cięcia kompozytu szklanego	Wytrzymałość na rozciąganie R_{max} , MPa		
		1	2	3
A (infuzja)	mechaniczne	–	115,11	–
	CNC [47]	–	150,97	–
	strumieniem wodno-ściernym	167,97	188,71	179,65

Charakter krzywych $P-\Delta l$ rozciągania kompozytu (próbka A) dla próbek ciętych pod kątami 45° (rys. 4.7a, rys. 4.8) różni się od krzywych dla próbek ciętych wzdłuż i w poprzek włókien (rys. 4.7b, rys. 4.9). O wytrzymałości laminatu decyduje przede wszystkim wzmocnienie, czyli włókna, natomiast żywica dodana w nadmiarze zwiększa tylko koszty i ciężar wyrobu. Równocześnie obniża jego jakość, gdyż przy nadmiarze żywicy przesycenie jest nierównomierne i w kompozycie występują niekorzystne zjawiska skurczowe.

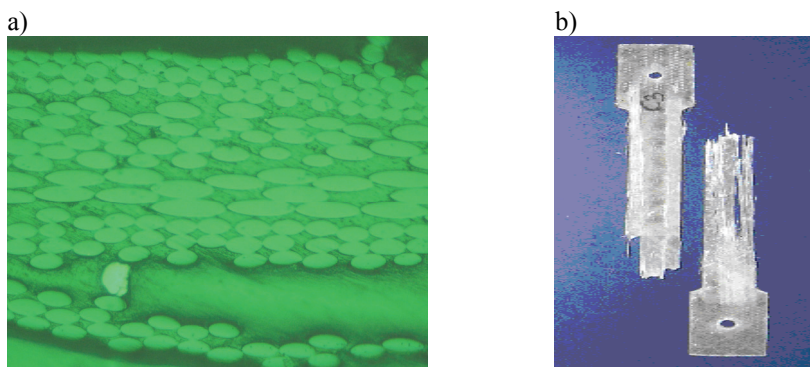
Z podanych względów zaprezentowano dalej rezultaty i krótki opis metody cięcia metodą laserową [92]. W warunkach cięcia laserowego (rys. 4.10) uzyskuje się warstwę wierzchnią składającą się (analizując w głąb materiału) ze zniszczonej w wyniku karbonizacji warstwy zwęglonej i strefy wpływu ciepła (SWC), w których występuje destrukcja i zmiany składu chemicznego kompozytu polimerowego. W warstwie tej osnowa ulega pełnemu lub częściowemu zniszczeniu. W strefach pierwszej i drugiej powstają straty masowe materiału, czego nie obserwujemy w strefie powierzchniowego wpływu ciepła (SPWC – potwierdzone przez firmę „Du Pont Instruments” dla kompozytu organicznego).



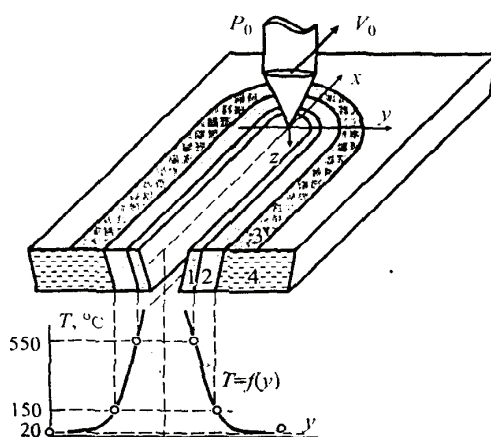
Rys. 4.7. Przykładowe krzywe $P-\Delta l$ kompozytu polimerowego formowanego metodą kontaktową ciętego numerycznie CNC wzdłuż włókien (a) i pod kątem 45° (b) w stosunku do kierunku ułożenia włókien w materiale



Rys. 4.8. a) Mikrostruktura, b) próbki wycięte metodą frezowania z użyciem wspomagania numerycznego CNC wzdłuż włókien kompozytu formowanego metodą kontaktową

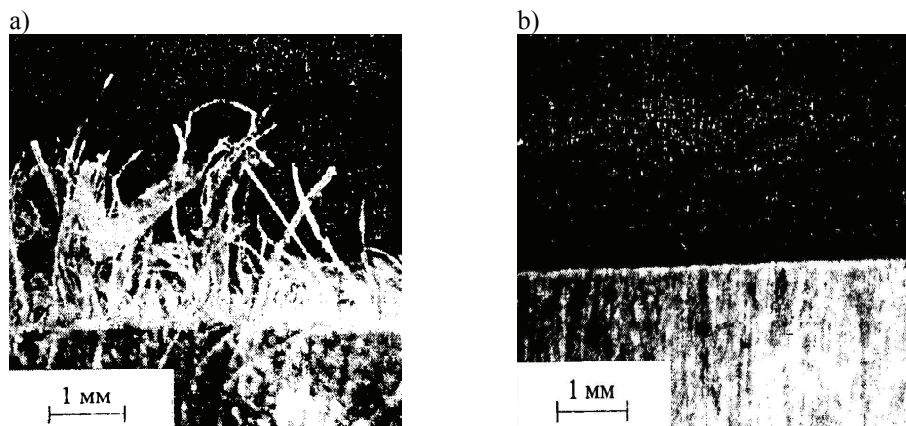


Rys. 4.9. a) Mikrostruktura, b) próbki wycięte metodą frezowania z użyciem wspomagania numerycznego CNC pod kątem 45° kompozytu formowanego metodą kontaktową



Rys. 4.10. Strefy ciętego laserem kompozytu: 1 – strefa zwęglenia (karbonizacji), 2 – strefa wpływu ciepła (SWC), 3 – strefa powierzchniowego wpływu ciepła (SPWC), 4 – kompozyt polimerów z rozkładem temperatur $T = f(y)$ [34, 91]

Przy mechanicznej obróbce kompozytu szklanego (rys. 4.11a) struktura zostaje naruszona w obszarze cięcia (czego nie zaobserwowano w obróbce laserowej wskutek braku bezpośredniego kontaktu narzędzia z materiałem). Ponadto na krawędzi ciętego materiału (wiązką lasera), występuje zjawisko „spiekania” tworząc monolityczną strukturę w strefie obróbki laserowej. Wpływa ona dodatnio na mechaniczne właściwości obrabianego kompozytu.



Rys. 4.11. Struktura fragmentu próbki wyciętego mechanicznie (a) i laserowo (b) [34]

Natomiast polepszenie o 9% właściwości wytrzymałościowych kompozytu B2 przy cięciu z użyciem wspomaganie numerycznego (CNC), w porównaniu do cięcia mechanicznego, objaśnić można większym utrzymaniem parametrów technologicznych, co skutkuje mniejszą ilością imperfekcji na powierzchniach cięcia i przekłada się na wytrzymałość formowanego metodą kontaktową kompozytu.

Krawędzie przecinanego kompozytu w przypadku przecinania strugą wodno-ścierną (w porównaniu do cięcia laserowego, czy mechanicznego) cechuje się wyższą jakością ciętej krawędzi z brakiem odbarwień i przegrzań (co może wystąpić przy obróbce laserowej) w bezpośrednim sąsiedztwie oddziaływania cieplnego (zmiany strukturalne). Określenie jakości obróbki powierzchni wysokociśnieniową strugą wodno-ścierną wymaga szczegółowej analizy rozkładu jednostkowych nacisków strugi opisującej prędkość jej przepływu, która jest funkcją ciśnienia.

Można ją wyznaczyć z równania Bernoulliego z uwzględnieniem rzeczywistych warunków przepływu poprzez zastosowania współczynnika c_D [47, 101]:

$$u = c_D \sqrt{\frac{2p}{\rho}} \quad (4.2)$$

gdzie:

p – ciśnienie strugi wodnej;

ρ – gęstość;

c_D – współczynnik przepływu [110];

u – prędkość strugi wodnej.

W pracach [152, 15, 165] opisujących specyfikę cięcia strumieniem wodno-ściernym ciągłym lub pulsującym, na szczególną uwagę zasługuje ogólne bezwymiarowe równanie cięcia M. Hashisha [98], w którym autor porównał właściwości cieczy roboczej i obrabianego ciała stałego:

$$\left(\frac{h}{d}\right) = \frac{1 - \left(\frac{\sigma_e}{\rho u^2}\right)}{\left(\frac{2\mu}{\sqrt{\pi}}\right)} \left[1 - e^{-\left(\frac{2\mu}{\sqrt{\pi}}\right)\left(\frac{\rho u}{\eta}\right)\left(\frac{u}{v_p}\right)} \right] \quad (4.3)$$

gdzie:

h/d – wskaźnik względnej głębokości przecinania;

d – średnica otworu dyszy;

h – głębokość cięcia strumieniem wodno-ściernym;

σ_e – granica plastyczności na ściskanie;

μ – współczynnik tarcia hydrodynamicznego;

η – współczynnik tłumienia wewnętrznego;

$\left(\frac{2\mu}{\sqrt{\pi}}\right), \left(\frac{\rho u}{\eta}\right), \left(\frac{u}{v_p}\right)$ – wskaźniki względnego tarcia, względnego tłumienia

względnej prędkości obróbki.

Cięcie wysokociśnieniową strugą wodno-ścierną nie zapewnia jednakowej chropowatości w całym przekroju śladu przecięcia [60, 63, 156]. W miarę przyrostu głębokości przecinania chropowatość ulega pogorszeniu. Największy wpływ na jakość przeciętej powierzchni ma prędkość przesuwu strugi wodno-ścierniej, czyli znajomość poziomu podciśnienia decydującego o prędkości i natężeniu przepływu powietrza zasysanego przez centralny otwór dyszy (im ta prędkość przesuwu jest mniejsza – powodując wzrost kosztów obróbki cięcia materiału poprzez zwiększenie ilości użytego ścierniwa z 90% zawartością powietrza, tym przecinana powierzchnia kompozytu jest lepsza i zależy w głównej mierze od wielkości użytego ziarna ściernego oraz kąta natrysku strugi). W badaniach wstępnych stwierdzono [35, 39], iż najlepszą wytrzymałość uzyskały próbki kompozytu dwukierunkowego wytworzone metodą infuzji (opis materiału w rozdz. 5.2) ciętego strugą wodno-ścierną pod kątem 45° z prędkością 3 m/s w porównaniu do 5 i 10 m/s, odpowiednio o 9 i ok. 6% (powyższą zależność otrzymano również dla próbek ciętych pod kątem 90° o wyższych wartościach odpowiednio o 8 i 5%). Natomiast odwrotną zależność obserwujemy dla próbek ciętych wzdłuż włókien, gdzie lepszą wytrzymałość dla danego materiału otrzymano przy prędkościach przesuwu strugi wodno-ścierniej o wartości 5 czy 10 m/s.

Podsumowując powyższe wyniki stwierdzono możliwość wyznaczenia stałych technicznych dla kompozytu C, ciętego za pomocą strugi wodno-ściernej, według modeli homogenizacji (tab. 4.15). Stwierdzono rozrzut stałych technicznych. Kompozyt cięty pod kątem 45° względem ułożenia tkaniny posiada 94% zgodność wartości E_2 otrzymanej z eksperymentu z wartością zamodelowaną modelem Wilczyńskiego–Lewińskiego, czy HRT. Pozostałe modele przekraczały o 10% (Abolinsha) lub pomniejszały o 20% (reguła mieszanin) wartość E_2 przy kącie cięcia 45°.

Tabela 4.15. Zamodelowanie stałych technicznych dla próbek wyciętych z kompozytu C formowanego metodą infuzji różnymi modelami homogenizacji z uwzględnieniem kąta cięcia strumieniem wody ($v = 3$ m/s) [41]

Stale inżynierskie	Kąt cięcia	Reguła mieszanin [148, 121]	Model Abolinsh'a [1]	Model Wilczyńskiego-Lewińskiego [261]	Model HRT [289]
E_1 , GPa	0°	4,88	4,36	4,88	4,71
	45°	4,29	4,29	4,29	4,63
	90°	4,72	4,72	4,72	5,06
E_2 , GPa	0°	3,96	4,07	4,17	0,96 * 7,7E-06 **
	45°	3,94	4,05	4,12	0,93* 7,7E-06**
	90°	4,11	4,25	4,39	1,06* 7,7E-06**
G_{12} , GPa	0°	1,97	1,54	2,43	2,71* 0,36 **
	45°	1,97	1,52	2,43	2,71* 0,36 **
	90°	1,97	1,62	2,43	2,71* 0,36 **
G_{32} , GPa	0°	1,89	1,54	2,97	—
	45°	1,89	1,61	2,97	—
	90°	1,89	1,53	2,97	—
ν_{12}	0°, 45°, 90°	0,58	0,33	0,31	0,33 * 0,32 **

* $k = 0$ – włókna są odseparowane od siebie, ** $k = 1$ – włókna stykają się ze sobą

Zwiększenie kąta cięcia z 45° do 90° lub cięcie w kierunku ułożenia włókien (0°) próbek z laminatu A, związane jest ze wzrostem różnicy w obliczonej wartości E_2 do 20 %. Również wartość E_1 (mieszanin, Wilczyński-Lewiński, Abolinsha, czy HRT) nie pokrywały się z eksperymentalnymi, osiągając różnicę do 16%. Zwięk-

szając kąt cięcia kompozytu A do 45° i 90° w porównaniu z cięciem w kierunku włókien, obserwujemy odpowiednio zmniejszenie i zwiększenie różnicy wartości stałej technicznej E_1 o ok. 8% i 17%.

Mechanizm cięcia laminatu strugą wodno-ścierną polega głównie na pękaniu komponentów kompozytu, chociaż w obszarze bezpośredniego uderzania cząstki ściernej daje się zaobserwować oznaki odkształcenia plastycznego. Analiza wykazała maksymalną wydajność obróbki materiałów kruchych [32] przy cięciu AWJM laminatu pod kątem 45° w stosunku do włókien tkaniny. Wartość sił oddziaływań cząstek ściernych z materiałem przecinanym jest niewielka, a czas oddziaływań bardzo krótki. W tych warunkach materiał usuwany jest niewielkimi porcjami. Warunki te minimalizują inicjowanie i rozprzestrzenienie się pęknięć w komponentach kompozytu, czego nie gwarantuje przecinanie mechaniczne np. metoda frezowania z użyciem wspomagania numerycznego CNC.

4.3. Podsumowanie

Przeprowadzone badania i wyniki modelowania kompozytów warstwowych pozwalają stwierdzić, że jakość otrzymanych charakterystyk wytrzymałościowych zależy nie tylko od struktury kompozytu czy właściwości komponentów kompozytu (architektury ułożenia warstw), ale od parametrów technologicznych wytwarzania (metod formowania WMK) i metod kształtowania wymiarowego (cięcia). Najbardziej korzystny zestaw właściwości wytrzymałościowych został stwierdzony dla kompozytu polimerowego wytworzonego metodą włączania infuzyjnego (infuzji) w porównaniu do metod tradycyjnych do których należy laminowanie ręczne. Dość istotną kwestią jest jakość i staranność przygotowania próbek eksperymentalnych. Wyniki porównania jakości różnych metod cięcia próbek przedstawiono w tym rozdziale. Otrzymane dane wskazują na wyższą jakość ciętej krawędzi próbki kompozytu polimerowego otrzymanego w wyniku cięcia strumieniem wodno-ściernym, w której to metodzie nie stwierdzono zmian niszczących „jednolitość” ciętej krawędzi (jak jej nagrzanie, lub nadmierne umocnienie).

Przy analizach eksperymentalnych danych, w ocenie autora, żadna z obecnie dostępnych i wyżej przedstawionych, przeprowadzonych na podstawie rozkładów probabilistycznych analiz statystycznych, nie umożliwia eliminacji błędów wnioskowania (jedynie mogą być pomocne przy szacowaniu niepewności wyników końcowych).

W przypadku prawidłowo skonstruowanych modeli (statystycznych czy fenomenologicznych, poprzez np. modele homogenizacji), opisujących zniszczenie kompozytów polimerowych, nie powinna występować rosnąca tendencja do zawyżania lub zaniżania prognozowanych odpowiedzi. Odchyłki prognoz powinny maleć ze wzrostem wartości bezwzględnej, poprzez testy normalności z grupy nieparametrycznych testów istotności (wartości zmierzone powinny układać się dokładnie na prostej regresji: rozkład logarytmiczno-normalny czy normalny).

Przedstawiona analiza statystyczna z zastosowaniem metody Browna wymaga dalszych prac weryfikacyjnych przyjętych założeń o rodzaju rozkładu danych wytrzymałości badanych próbek z uwzględnieniem parametrów technologicznych (jakości wytwarzania) i architektury kompozytu, które będą niezbędne dla zbudowania poprawnego modelu pozwalającego uzyskać charakterystyki wytrzymałościowe kompozytu warstwowego.

5. CEL, TEZA I ZAKRES PRACY

Celem niniejszej pracy jest *budowa modelu matematycznego trwałości zmęczeniowej kompozytu o różnej architekturze ułożenia warstw, wiążącego trwałość zmęczeniową z parametrami złożoności struktury oraz dystrybucji wytrzymałości statycznej.*

Do zrealizowania tak postawionego celu należy:

- sformułować najbardziej ogólny model zmęczeniowy (długotrwałości) dla kompozytu symetrycznego i niesymetrycznego, składającego się ze wzmocnienia w postaci tkaniny jednokierunkowej na osnowie żywic poliestrowej i epoksydowej, wytworzonych odpowiednio metodą worka próżniowego i metodą kontaktową;
- zbadać aspekty technologiczne wytwarzania WMK metodami infuzji, czy worka próżniowego w porównaniu z laminowaniem ręcznym, które posłużą nam do zaprezentowania nowego zestawu badań (wypracowanie nowych procedur) przy szacowaniu parametrów wytrzymałościowych (krzywej S-N i wytrzymałości resztkowej);
- opracować algorytm optymalnego rozkładu statystycznego parametrów wytrzymałościowych (na podstawie złożoności struktury kompozytu uwzględniający kumulację uszkodzeń zmęczeniowych) w procesie zniszczenia kompozytu polimerowego z wykorzystaniem procesu Markowa;
- opracować i zweryfikować metodę oceny parametrów modeli za pomocą danych doświadczalnych uwzględniając nie tylko różnorodność komponentów i metod wytwarzania kompozytu, ale i wpływ procesu kształtowania wymiarowego na jakość materiału (wypracowanie metodologii badań wytrzymałościowych).

Sformułowano **tezę pracy**:

Zaproponowany w pracy model matematyczny zniszczenia kompozytu polimerowego z opisem krzywej zmęczeniowej i sformułowanie zasad kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych w obciążeniach cyklicznych z wykorzystaniem teorii procesu Markowa minimalizuje wartości błędów między zamodelowaną a żądaną (otrzymaną z eksperymentu) wartością parametrów wytrzymałościowych (krzywa S-N, wytrzymałość resztkowa), uwzględniając nie tylko różnorodność komponentów i metod wytwarzania kompozytu, ale i wpływ agresywnego środowiska i procesu kształtowania wymiarowego na jakość materiału. Wykorzystujący analizę statystyczną model umożliwi spełnienie wzrastających wymagań w zakresie powtarzalności własności wyrobów z kompozytów polimerowych.

Naukowa aspekty pracy:

1. Opracowanie na podstawie teorii łańcuchów Markowa nowych modeli matematycznych trwałości zmęczeniowej na przykładzie kompozytu dwukierunkowego. Modele pozwalają na bardziej dokładny (jakościowy) opis krzywej zmęczeniowej i sformułowanie zasad kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych w obciążeniach cyklicznych kompozytów warstwowych uwzględniając różnorodność komponentów i metod wytwarzania kompozytów, ale i wpływ procesu kształtowania wymiarowego.
2. Model Markowa pozwala na opracowanie formuł wyznaczania zarówno wartości średniej wytrzymałości zmęczeniowej, jak i jej funkcji dystrybucji.
3. Parametry modelu są połączone z parametrami rozkładu statycznej wytrzymałości.
4. Opracowano pakiet programów do modelowania statycznej wytrzymałości i odporności zmęczeniowej, mogący znaleźć zastosowanie w celach naukowo-badawczych i edukacyjnych.

Innowacje w zakresie metodologii:

1. Dokładniejsza statystyczna analiza właściwości wytrzymałościowych komponentów kompozytu polimerowego poprzez wybór technologii i obróbkę (jak cięcie) formowanych kompozytów warstwowych o osnowie polimerowej.
2. Nowy test oparty na dość dobrym dopasowaniu rozkładów danych modelu z uwzględnieniem zjawisk wynikających ze zmiany bazy pomiarowej przygotowanych próbek (efekt skali, destrukcja, rozwarstwienie), jak również pakiet programów do obliczania mocy testu z wymaganą liczbę obserwacji.
3. Propozycja modelu akumulacji zniszczeń zmęczeniowych z wykorzystaniem nowego rodzaju opisu krzywej zmęczeniowej według teorii procesu Markowa.

Praktyczne znaczenie pracy:

Opracowane modele mogą być stosowane do:

1. Nieliniowej analizy regresji krzywej zmęczenia kompozytów symetrycznych i niesymetrycznych.
2. Przewidywania krzywych zmęczeniowych i wytrzymałości resztkowej z uwzględnieniem parametrów statycznego rozkładu wytrzymałości komponentów kompozytu (wiązek włókien, kompozytu warstwowego).
3. Prognozowania trwałości zmęczeniowej w warunkach obciążeń cyklicznych o różnej asymetrii (R).

6. BADANIA PRZYGOTOWAWCZE

6.1. Uwagi wstępne

Należy zauważyć, że tendencja rozwoju materiałów konstrukcyjnych w ostatnim czasie jest związana nie tylko z zainteresowaniem kompozytami polimerowymi [59, 151], co z technologią ich wytwarzania. Oprócz dobrych właściwości mechanicznych i niskiej masy właściwej [8, 166], kompozyty polimerowe niosą również problemy związane z pogorszeniem sztywności i wytrzymałości laminatu. Skutkiem takiego obniżenia wytrzymałości w obszarach międzywarstwowych, może być łatwy wzrost mikroszczelin między komponentami kompozytu pod wpływem obciążenia czy działającego agresywnego i korozyjnego środowiska [112], szczególnie w obciążeniach cyklicznych [229].

Z podobnych względów wytrzymałość resztkowa ma duże znaczenie przy określaniu parametrów zmęzeniowych, gdyż określa nośność materiału po wcześniejszym przekroczeniu punktu, czy wartości wytrzymałości po określonej ilości cykli dla danego współczynnika asymetrii (R). Natomiast, kompozyty wzmocnione wielokierunkowo mają mniejszą wytrzymałość zmęczeniową (cykl rozciąganie-rozciąganie) niż kompozyty jednokierunkowe obciążone wzdłuż włókna. Kluczową rolę w mechanizmie zniszczenia kompozytu warstwowego odgrywa osnowa. Za szczególnie istotny problem uważa się opracowanie sposobu wyrażania związków między mechanizmem zniszczenia a powstawaniem defektu w obszarach międzywarstwowych, pod wpływem obciążenia zmęczeniowego w fazie eksploatacji. Należy podkreślić, iż defekty w strukturze mogą powodować znaczne pogorszenie właściwości wytrzymałościowych kompozytu [113]. Działanie środowiska korozyjnego na laminaty powoduje znaczne obniżenie przede wszystkim właściwości wytrzymałościowych, a co za tym idzie zmęzeniowych laminatu, które w istotny sposób zależą od stanu i właściwości warstwy granicznej. Dlatego ważne jest, aby zilustrować choć częściowo problem wpływu wytwarzania i jakości formowania WMK na rozrzut i dokładność modelowania właściwości kompozytu poddanego procesowi zmęczenia. Kierując się tą przesłanką, w dalszej części monografii zostaną przeprowadzone badania przygotowawcze w celu opracowania nowego modelu matematycznego, przy pomocy którego zostaną sformułowane nowe procedury badawcze określające dokładniejsze szacowanie trwałości zmęczeniowej WMK.

6.2. Metodyka i przebieg badań

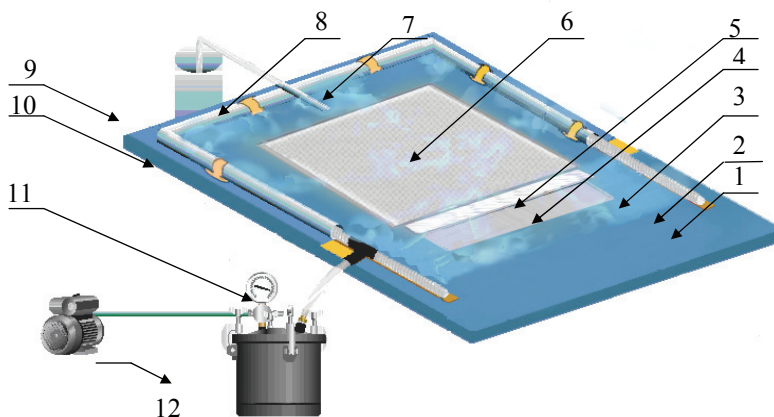
Na podstawie przeprowadzonej wcześniejszej analizy, badania przeprowadzono na kompozycie polimerowym wytworzonym metodą infuzji (ang. *Vacuum Infusion*) w Centrum Kompozytów firmy „Bella”. Parametry technologiczne formowania

kompozytu C metodą „infuzji pod próżnią” przedstawiono w tabeli 6.1. W skład laminatu o grubości $1,9 \div 2,1$ mm wchodziła żywica poliestrowa Palatal U570 z utwardzaczem Curox M-200 i wzmocnienie w postaci tkaniny szklanej Saertex ± 45 , 800 g/m² (dwie warstwy zawierały ok. 3,2 kg masy, co stanowiło 42% udziału objętościowego w kompozycie).

Tabela 6.1. Parametry technologiczne kompozytu C wytworzonego metodą infuzji [40]

Metoda	Komponenty			Parametry technologiczne		
Infuzja	Tkanina szklana, Saertex, %	Żywica	Utwardzacz Curox M-200, ml	Ciśnienie wtlaczania, kPa	Czas utwardzania (do-twardzanie), h	Czas wtlaczania, min
Kompozyt C	42,0	Palatal U570	55	80	5-6 (24)	ok. 30

Metoda infuzji (rys. 6.1) stanowi pomost pomiędzy metodą laminowania ręcznego, a formami prepregowymi w zakresie kosztów i właściwości. Jest jedną z nowoczesnych metod sporządzania form do laminatów i kompozytów.

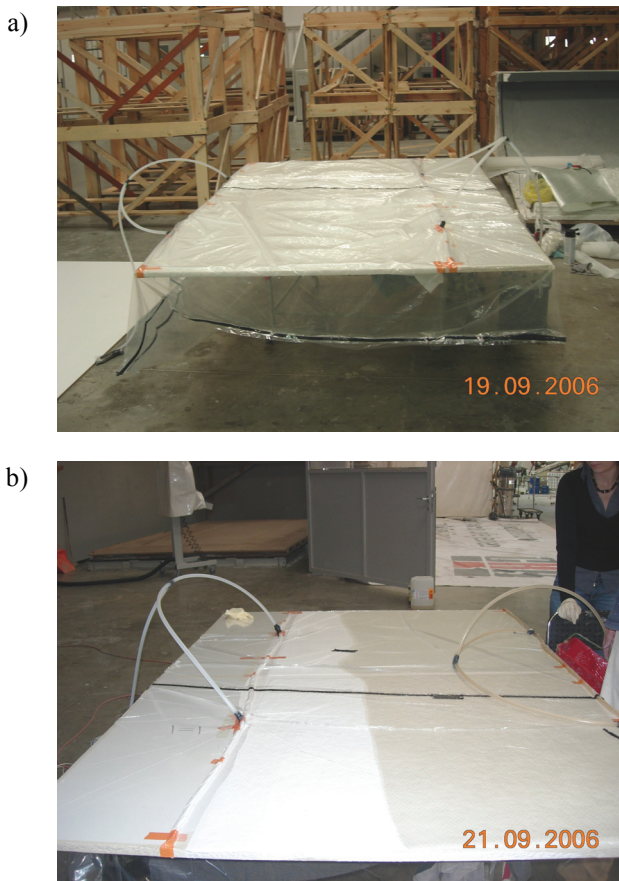


Rys. 6.1. Oprzyrządowanie i schemat procesu wytwarzania kompozytu C metodą infuzji: 1 – płyta szklana, 2 – przytwierdzenie taśmą samoprzylepną, 3 – rurka spiralna, 4 – wzmocnienie, 5 – siatka rozprowadzająca, 6 – tkanina rozdzielająca, 7 – zakładka z taśmą, 8 – rurka doprowadzająca, 9 – pojemnik z żywicą, 10 – folia, 11 – rurka zasysająca próżnię, 12 – pompa próżniowa [37, 46]

Metoda infuzji polega na wtlaczaniu żywicy (poprzez „wessanie”) pod ciśnieniem do wnętrza formy. Stosowanie rozgrzanej formy pozwala na osiągnięcie krótszego cyklu formowania wyrobu oraz zwiększa jego powtarzalność. Formowanie tą metodą poprzedzone jest przygotowaniem komponentów oraz formy (poprzez odtłuszczenie jej powierzchni acetonem). Na oczyszczonej powierzchni formy nakłada się warstwę rozdzielacza (wosku pszczelego), aby ułatwić późniejsze odfor-

mowanie wyrobu po utwardzeniu. W metodzie infuzji ma miejsce proces nasączenia żywicą polimerową (o możliwie długim czasie żelowania i niskiej lepkości) wyciętego i dopasowanego do formy wzmocnienia w postaci przeszywanych mat (typu multi-axial) lub standartowych tkanin (rovingu).

Na przygotowanej płycie (formie tzw. „kopycie”) z ułożonym wzmocnieniem nakłada się tkaninę rozdzielającą wraz ze specjalną siatką polietylenową o splocie ułatwiającym przepływ żywicy, która umożliwia równomierne przesączanie wzmocnienia żywicą i jednocześnie zapewnia docisk wzmocnienia, dając teksturowaną strukturę powierzchni laminatu. Oprócz zamontowanego układu rozprowadzającego żywicę, na przewodzie odprowadzającym powietrze umieszcza się tzw. „zbiornik przelewowy”, którego zadaniem jest zatrzymanie nadmiaru wprowadzanej w formę żywicy przed zalaniem pompy próżniowej. Wyżej wymienione komponenty zostają umieszczone w worku próżniowym (rys. 6.2a), wykonanym ze specjalnej folii sklejejonej dwustronnie taśmą uszczelniającą.



Rys. 6.2. Wytwarzanie kompozytu C metodą infuzji: a) przygotowanie formy z dopasowanym komponentami kompozytu, b) proces formowania „infuzyjnego pod próżnią” [40]

Następnie po sprawdzeniu szczelności formy detektorem ultradźwiękowym w miejscach klejenia folii z taśmą uszczelniającą, zostaje wprowadzona do formy, przez układ rozprzewadzący, żywica (rys. 6.2b). Przy stosowaniu żywicy „toolfusion”, podczas formowania kompozytów nie występują ograniczenia czasowe, a laminowanie prowadzone jest z dogodną prędkością. Po przesyceniu wzmocnienia żywicą, układ pozostaje w próżni aż do momentu utwardzenia (ok. 4–6 h). Następnie po zdjęciu folii, siatki i tkaniny rozdzielającej następuje dotwarzanie materiału w stałej temperaturze. Dzięki zastosowaniu tej metody można uzyskać bardzo dobre przesycenie wyrobu w porównaniu z RTM [38]. Zazwyczaj metoda ta stosowana jest do uzyskiwania wyrobów, w których istotną rolę pełni masa. Zwiększając udział wzmocnienia zmniejszana jest ilość zużytej żywicy w formowaniu materiału. Włókna są lepiej nasączone żywicą, natomiast worek próżniowy ogranicza i zapobiega powstawaniu pęcherzyków powietrza.

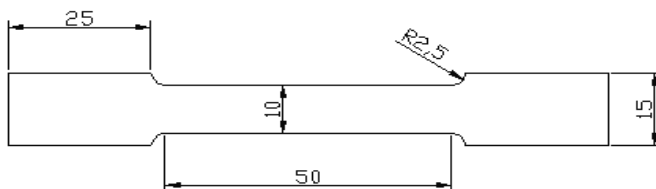
Omawiany system nie wymaga stosowania autoklawu, dzięki czemu zmniejszają się koszty energetyczne wykonywanych elementów. Niskie, jak na utwardzanie, temperatury tego procesu umożliwiają zastosowanie tańszych materiałów na modele wzorcowe. Drogie płyty narzędziowe mogą być zastąpione tańszymi modelarskimi lub piankami do obróbki przez skrawanie numeryczne. Zmniejszają się zatem koszty narzędzia, a zwiększają możliwości inżynierii odtwórczej. Ręcznie wykonane formy lub powlekane płyty wiórowe, mogą dodatkowo obniżyć nakłady finansowe i zwiększyć możliwości tworzenia różnych kształtów modeli wzorcowych.

6.2.1. Przygotowanie próbek

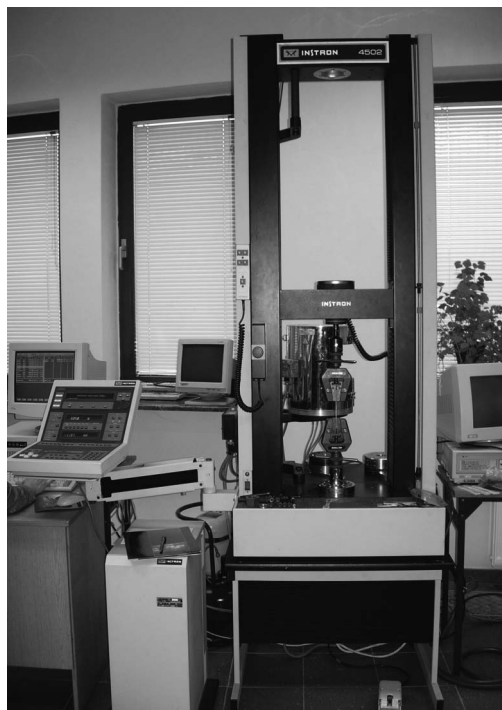
Z przygotowanej i uformowanej płyty dwuwarstwowego kompozytu C wycięto próbki metodą strugi wodno-ścierniej (abrasive water suspension jet) według normy PN – EN 10002 –1+AC1 (rys. 6.3). Cięcie strugą wodno-ścierną jest obecnie najnowocześniejszym i niezwykle dokładnym sposobem obróbki materiałów z dokładnością do 0,1 mm, w porównaniu do metod konwencjonalnych, wykorzystujących acetylen, plazmę lub laser, które powodują emisję toksycznych gazów itp. Cięcie odbyło się z wytworzoną zawiesiną (Garnet #80) o wielkości ziaren w mieszance 0,300–0,185. Średnica strumienia wody wraz z rozdrobnionym materiałem ściernym pod wysokim ciśnieniem (ok. 4 000 barów) wynosiła 0,2–0,4 mm.

Próbki o szerokości 10 mm i długości pomiarowej 50 mm z otrzymanego laminatu poddano statycznej próbie rozciągania na maszynie wytrzymałościowej Instron 4502 (rys. 6.4) znajdującej się w Laboratorium Wytrzymałości Materiałów – Centrum Laserowych Technologii Metali Politechniki Świętokrzyskiej.

Analizę struktury prowadzono metodami metalograficznymi z zastosowaniem metalografii ilościowej. Mikrostruktury otrzymano z przecięcia próbek na przecinarce metalograficznej firmy BUEHLER model IZOMET LS z zastosowaniem tarcz kompozytowych typu 15HC. Po czym próbki inkludowano metodą próżniową na zimno w EPO-THIN. Po szlifowaniu próbki polerowano, wykorzystując preparatykę firmy BUEHLER opartej na ścierniwie z diamentów polikrystalicznych.



Rys. 6.3. Próbkę do statycznej próby rozciągania wg PN-EN 10002 – 1+AC1

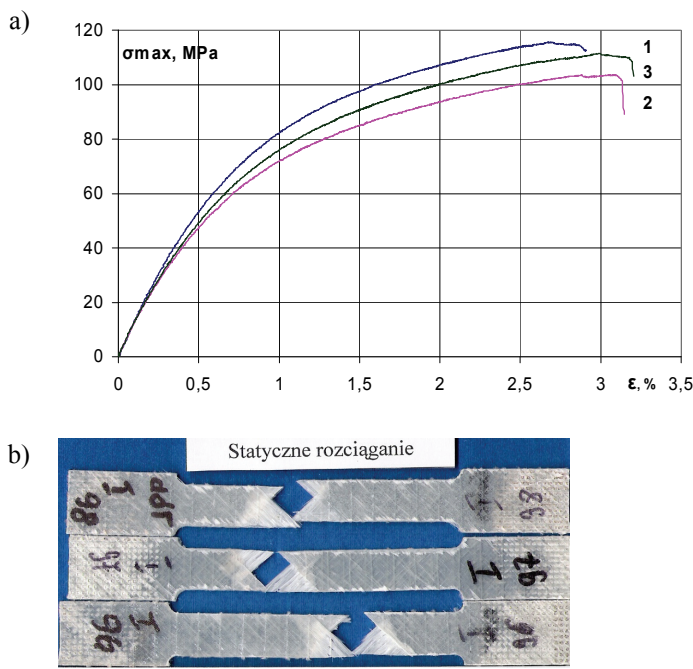


Rys. 6.4. Maszyna wytrzymałościowa Instron 4502

Ilościowa charakterystyka wytworzonych struktur kompozytowych była określona na podstawie obrazu z mikroskopu o maksymalnym powiększeniu 500 razy.

6.2.2. Analiza wyników

Proces rozciągania wytworzonego metodą infuzji materiału, którego charakter krzywej σ – ϵ ilustruje rysunek 6.5, kończył się charakterystycznymi trzaskami włókna szklanego w matrycy. Wartości wytrzymałości na rozciąganie nie wykazują dużego rozrzutu (mniej niż 10%) względem wartości średniej, którą oszacowano na poziomie 110,27 MP (tab. 6.2). Wszystkie próbki pękały w obszarze bazy pomiarowej, dlatego wyniki uznać można za wiarygodne.



Rys. 6.5. Krzywa $\sigma - \varepsilon$ (a) i próbki (b) po statycznej próbie rozciągania kompozytu C wytwarzanego metodą infuzji: 1 – próbka 96, 2 – próbka 98, 3 – próbka 97

Tabela 6.2. Właściwości mechaniczne kompozytu otrzymanego metodą infuzji

Nr próbki	Właściwości kompozytu C		
	$F_{\max}, \text{N}$	$\sigma_{\max}, \text{MPa}$	E, MPa
96	1387,50	115,63	5781,27
97	1243,85	103,65	5182,72
98	1338,20	111,52	5575,82
Średnia	1323,18	110,27	5513,27

Jednym z zadań wytwarzania kompozytu warstwowego jest hamowanie procesów powstawania i propagacji szczelin w materiale. Odporność kompozytu na pękanie jest tym większa, im więcej warstw włókna szklanego zawiera kompozyt, którego mikrostrukturę ilustruje rysunek 6.6. Kierunek ułożenia włókien szklanych jest typu 2D.

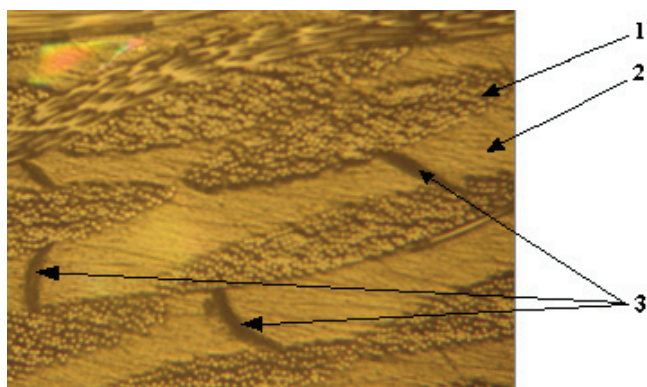
Udział włókien w przenoszeniu obciążeń jest zależny od procentowej objętości włókien V_f w materiale, od stosunku modułów odkształcalności włókien i matrycy E_f/E_m , oraz od wytrzymałości adhezyjnej pomiędzy komponentami. Z badań własnych autora [47] wynika, że wytrzymałość kompozytu zależy także od niedotrzymania parametrów technologicznych i tzw. efektów krawędziowych.



Rys. 6.6. *Struktura kompozytu warstwowego: 1 – włókna, 2 – osnowa*

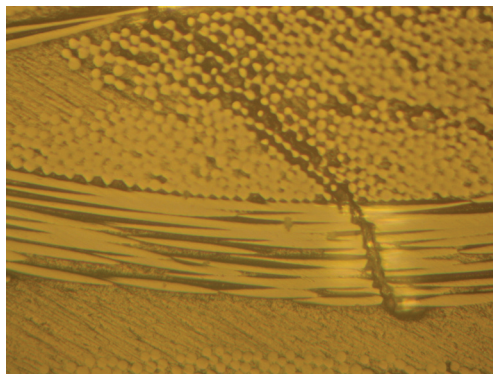
Przyjmuje się, że w statycznej próbie rozciągania kompozytu warstwowego zachodzi trójetapowy proces zniszczenia.

W pierwszym etapie zniszczeniu ulega matryca, w której można zaobserwować liczne mikropęknięcia w całej objętości materiału (rys. 6.7).



Rys. 6.7. *Struktura z mikropęknięciami w osnowie kompozytu: 1 – włókna, 2 – osnowa, 3 – mikropęknięcia*

Wykruszenie matrycy powoduje przeniesienie naprężeń na włókna. Zrywanie kolejnych włókien kompozytu tworzy drugi etap zniszczenia. Na rysunku 6.8 ukazano lokalne zniszczenie osnowy i włókna. Powstanie szczeliny we włóknie może wywołać przegrupowanie stycznych naprężeń w otoczeniu włókna. Dalszy wzrost naprężeń uruchamia lawinowe pękanie kompozytu. Trzeci etap zniszczenia tworzą zjawiska wywołane dalszym, narastającym odkształceniem próbki. Rozpoczyna się proces oddzielenia włókien od osnowy i ich wyciąganie. Zjawiska te są opisywane w teorii wytrzymałości adhezyjnej. Z badań wynika, że zniszczenie kompozytu może przebiegać zarówno w trójetapowym procesie, lub z pominięciem etapu drugiego.



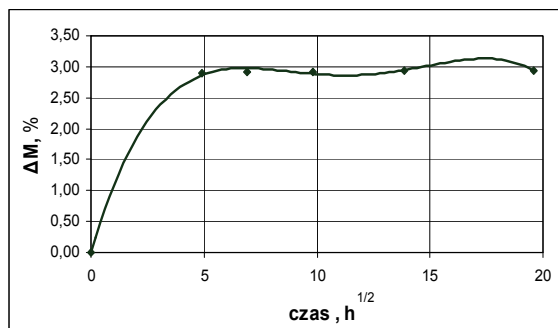
Rys. 6.8. Mikrostruktura z lokalnym zniszczeniem matrycy i włókna szklanego

Taka interpretacja zjawisk wskazuje, że dla tego materiału nie zachodzi czyste ścinanie, zaś właściwości wytrzymałościowe kompozytu w dużej mierze zależą od wartości i rozkładu sił adhezji między komponentami kompozytu oraz od wytrzymałości zastosowanej żywicy. Przebieg zjawiska dekohezji – jako jednej z przyczyn zniszczenia kompozytu – zależy także od sposobu obciążania próbki.

6.2.3. Wpływ związków chemicznych i korozyjnego środowiska na właściwości wytrzymałościowe i strukturę kompozytów polimerowych

Konstrukcje kompozytowe w warunkach eksploatacji narażone są nie tylko na wpływ wilgotności (występującej również w powietrzu), ale działanie jednocześnie kilku czynników klimatycznych: czasu, temperatury, środowiska korozyjnego, a także oddziaływania kwasów, zasad [51] i innych agresywnych substancji, które mogą wywoływać różnorodne defekty w strukturze. Nieuwzględnienie wpływu środowiska na charakterystyki wytrzymałościowe kompozytu może skutkować skróceniem czasu ich eksploatacji i koniecznością ponoszenia wysokich kosztów związanych z częstymi naprawami i konserwacją. W praktyce chłonność wody lub ekstrakcja składników rozpuszczalnych w wodzie objawia się poprzez zmiany wymiarów w wyniku pęcznienia. Przykładowo, włókna szklane reagują na wodę powstaniem szczelin w warstwach wierzchnich, spowodowane wypłukaniem jonów magnezu i pęknięć. Zagadnienia wodochłonności kompozytów warstwowych zależą głównie od porowatości, która zwiększa się wraz ze wzrostem zawartości włókien (kapilar wzdłuż ich powierzchni), szczególnie w przypadku niewłaściwej ich preparacji powierzchniowej. Absorpcja wody kompozytu warstwowego, opisana zależnością $\Delta M = f(\sqrt{t})$ (gdzie ΔM jest procentowym przyrostem masy próbek odniesionym do masy początkowej), w pierwszym okresie (7–12 dni) działania środowiska korozyjnego jest znacząca, po czym maleje i stabilizuje się na pewnym poziomie (rys. 6.9). Przedstawione rezultaty są wynikiem średniej arytmetycznej z pięciu pomiarów dokonywanych po tym samym czasie ekspozycji. W trakcie ba-

dań sprawdzono geometryczne wymiary stosowanych próbek. Stwierdzono, iż próbki miały identyczne wymiary przy niewielkich różnicach grubości, co pozwoliło przyjąć, że otrzymane wyniki są dla przeprowadzonych prób porównywalne (przy jakościowo wyciętych krawędziach typoszeregu próbek – zobacz rozdz. 4.2).



Rys. 6.9. Krzywa chłonności kompozytu C (wg PN-EN ISO 57 [51, 52])

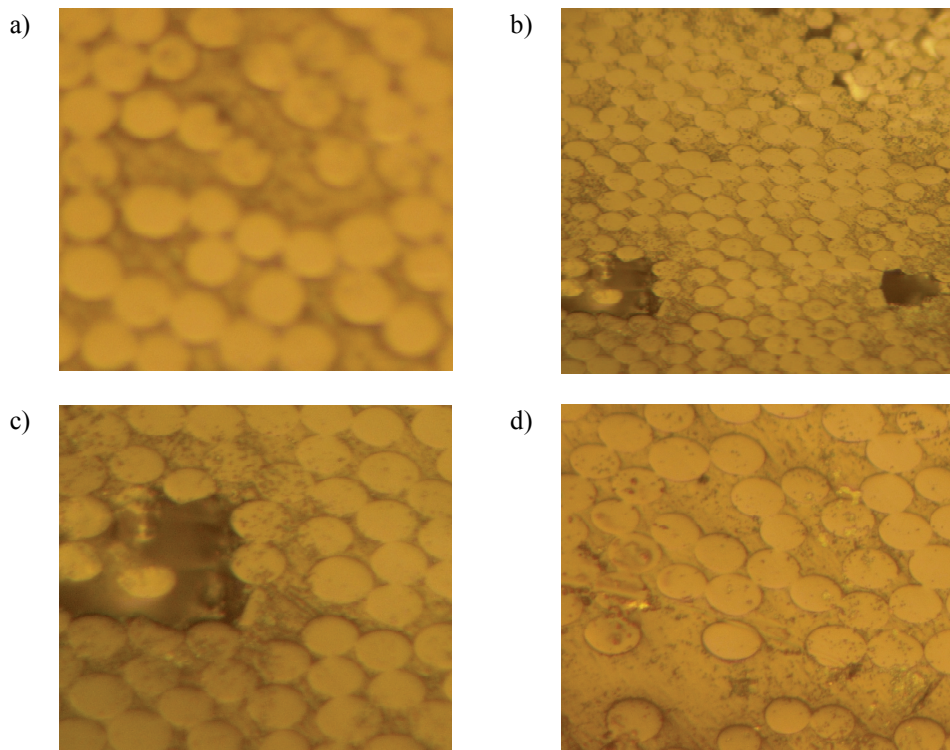
Procedura pomiaru zawartości zaabsorbowanej wody polegała na wyznaczeniu masy początkowej próbki przed zanurzeniem w wodzie o stałej temperaturze pokojowej. W celu realizacji zadania określenia chłonności wody, wykorzystano wodę destylowaną w ilości 8 ml na każdy cm² powierzchni próbki. Pomiar udokumentowano pomiarami masy absorbowanych próbek z pomocą wagi analitycznej (o dokładności 0,001 g), po określonym czasie zanurzenia (24 h, 48 h, 96 h, 192 h,...itd.), zgodnie z normą PN-EN ISO 62. W celu zapewnienia równomiernej absorpcji wody, próbki były umieszczone w naczyniu w ten sposób, aby do siebie nie przylegały. Po czasie ekspozycji równym 4 miesiące, w szczelnie zamkniętych naczyniach, próbki wyjęto ze środowiska wodnego i osuszono za pomocą czystej, suchej tkaniny lub bibuły, i ponownie poddawano ważeniu w odstępie czasu ok. 1 minuty od momentu wyjęcia z wody.

Z przeprowadzonego eksperymentu wynika, że wartość chłonności kompozytu C jest na poziomie 3%, co przejawia się nieznacznym spadkiem wartości średniej wytrzymałości na rozciąganie (tab. 6.3) w stosunku do próbki „suchej”, która w istotny sposób zależy od stanu i właściwości warstwy granicznej.

Tabela 6.3. Właściwości mechaniczne i masowe kompozytu poliestrowego uwzględniające wpływ działania różnych związków chemicznych [52]

Właściwości	Początkowe wartości	H ₂ O dest.	25%H ₂ SO ₄	5%HNO ₃	5%NaOH
R_m , MPa	110,27	95,67	74,86	86,97	29,31
E , MPa	5513,27	4890,33	4736	4760,67	3775
m , g	3,000	3,043	3,189	2,989	2,885

Należy zauważyć, że w przypadku próbki z kompozytu polimerowego po trzy-letnim leżakowaniu w stanie „suchym” uwidoczniły się defekty w strukturze (rys. 6.10a) spowodowane jakością formowania kompozytu w postaci licznych odspojień granicy styku włókien z osnową.



Rys. 6.10. Mikrostruktury próbek kompozytu C przed (a) i poddanych działaniu środowiska korozyjnego (b, c, d) odpowiednio w stanie „suchym” i „mokrym” [38]

Zaobserwowano wyraźniejsze pęknięcia i pustki między komponentami kompozytu (rys. 6.10b i 6.10c) oraz liczniejsze odspojenia na granicy styku między komponentami (rys. 6.10d), w strukturze badanego kompozytu po trzyletniej ekspozycji i czteromiesięcznym działaniu środowiska wodnego (w stanie „mokrym”).

Aby zilustrować choć częściowo problem wpływu środowiska korozyjnego należy pamiętać, że dyfundująca w głąb kompozytu woda reaguje z podatnymi na hydrolizę składnikami. Grupy estrów czy zanieczyszczenia wewnątrz laminatu, formują maleńkie komórki wypełnione skoncentrowanym roztworem, próbując kompozyt „rozcieńczyć” (rozłożyć na oddzielne związki chemiczne). Ostatecznie może to doprowadzić do zniekształcenia kompozytu polimerowego, którego powierzchnia pokrywa się pęcherzykami. Zagadnienie pojawiania się osmotycznych pęcherzyków pozwala uwypuklić ów problem występujący w kompozytach poli-

merowych zanurzonych przez długi okres czasu w wodzie (np. w części kadłubowej kompozytowych łódek wzmocnionych włóknem szklanym).

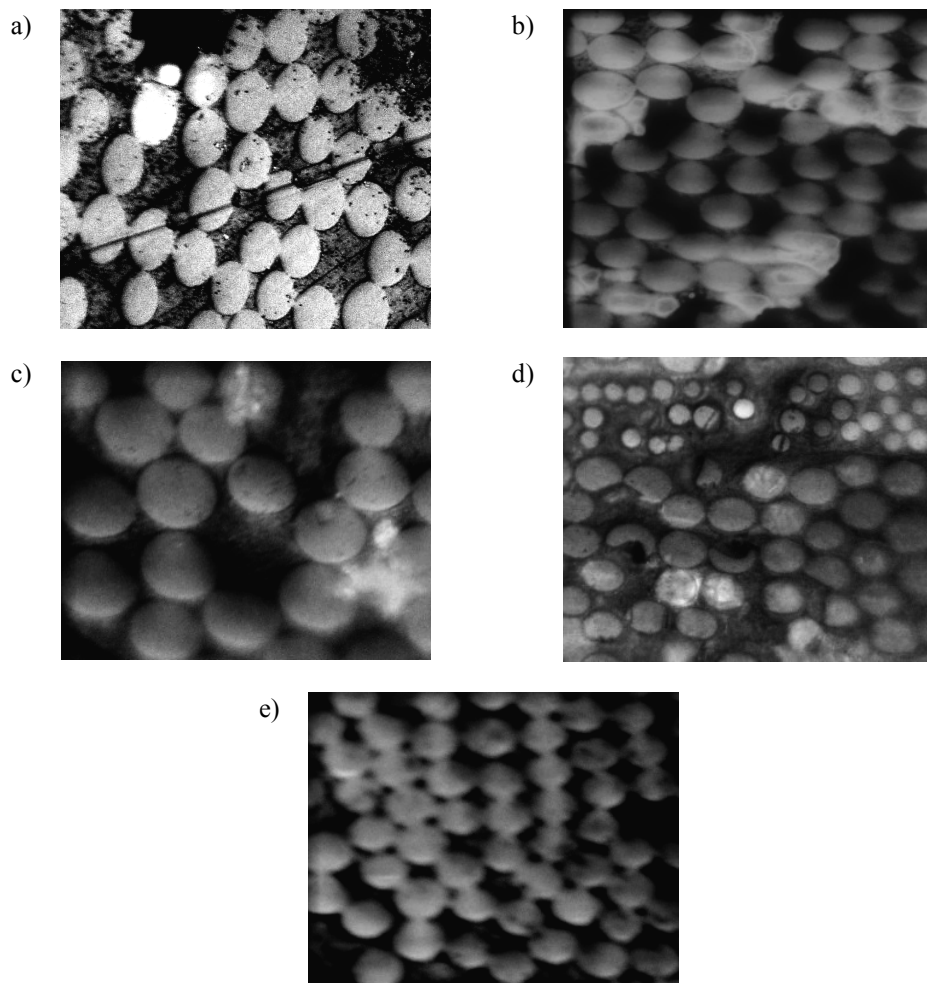
Wchłonięta woda, otaczająca wzmocnienie (włókna szklane) przekształca się w agresywny roztwór zasadowy powodując degradację (jony alkaliczne powodują rozkład włókna szklanego), której proces zostaje przyspieszony przez podwyższone temperatury. Włókno szklane typu E, w porównaniu z innymi rodzajami wzmocnień, jest bardzo wrażliwe na działanie kwasów mineralnych (HCl , H_2SO_4) i zasad (NaOH). W zależności od stężenia i działania agresywnej substancji występują w nich niepożądane zjawiska, jak hydroliza, ługowanie czy utlenianie [139]. Tabela 6.3 przedstawia wpływ działania różnych chemikaliów na wytrzymałość laminatu. Działanie niszczące czynników chemicznych powoduje odsłonięcie struktury włókien i zwiększenie chropowatości ich powierzchni (rys. 6.11), o czym świadczą zmiany w wyglądzie próbek polimerowych, jak: żółknięcie (NaOH), urata polysku i przezroczystości (NaOH , H_2SO_4), czy matowienie.



Rys. 6.11. Działanie środowiska korozyjnego i różnych związków chemicznych: 1 – NaOH , 2 – H_2SO_4 , 3 – HNO_3 , 4 – H_2O , 5 – próbka „dziewicza – sucha” [51] na strukturę kompozytu C

Największy negatywny wpływ związków chemicznych na badane właściwości mechaniczne otrzymanego kompozytu polimerowego uwidocznili się na próbkach poddanych działaniu 5% roztworu wodnego NaOH (tab. 6.3). Wytrzymałość na rozciąganie w danym roztworze spadła o ponad 70% w stosunku do wytrzymałości próbki nie poddanej działaniu tego związku (próbka „sucha”). Także moduł Younga uległ zmniejszeniu o ponad 30%. Masa próbki zmniejszyła się średnio o 3,38%, co świadczy o zachodzących zjawiskach rozpuszczania składników kompozytu. W pozostałych przypadkach, również wyraźnie widać wpływ zastosowanych chemikaliów na badany kompozyt. Działanie wody destylowanej spowodowało 12–13% spadek wartości średniej R_m i E . Pogorszenie wytrzymałości na rozciąganie zauważono przy działaniu 5% roztworu HNO_3 i 25% H_2SO_4 odpowiednio o 20% i 30%.

Na mikrostrukturach kompozytu widoczne są pęknięcia osnowy i włókien (rys. 6.12b i 6.12e) oraz liczne miejsca utraty adhezji na granicy kontaktu włókna z osnową tzw. *debonding* (rys. 6.12c i 6.12d).



Rys. 6.12. Mikrostruktury kompozytu polimerowego ilustrujące wpływ środowiska korozyjnego: a) H_2O i związków chemicznych; b) HNO_3 ; c) H_2SO_4 ; d) $NaOH$ odpowiednio próbki nie poddanej działaniu wody; e) „sucha” (pow. $\times 250$)

Uwzględniając przedstawione zjawiska, autorowi chodziło jedynie o pokazanie, iż agresywne związki chemiczne w postaci ciekłej (czy również gazowej), poprzez oddziaływanie powierzchniowe lub dyfuzję wewnątrz materiału polimerowego, wpływają praktycznie w podobny sposób, co woda.

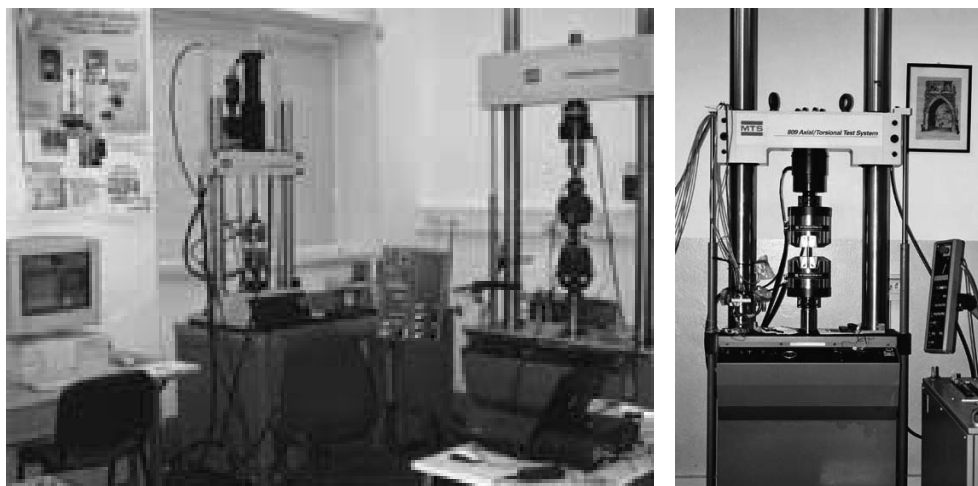
Występujące defekty struktury są jednak mniejsze niż w przypadku tych wywołanych przy obciążeniach cyklicznych, które omówiono w dalszej części pracy.

6.3. Badania zmęczeniowe

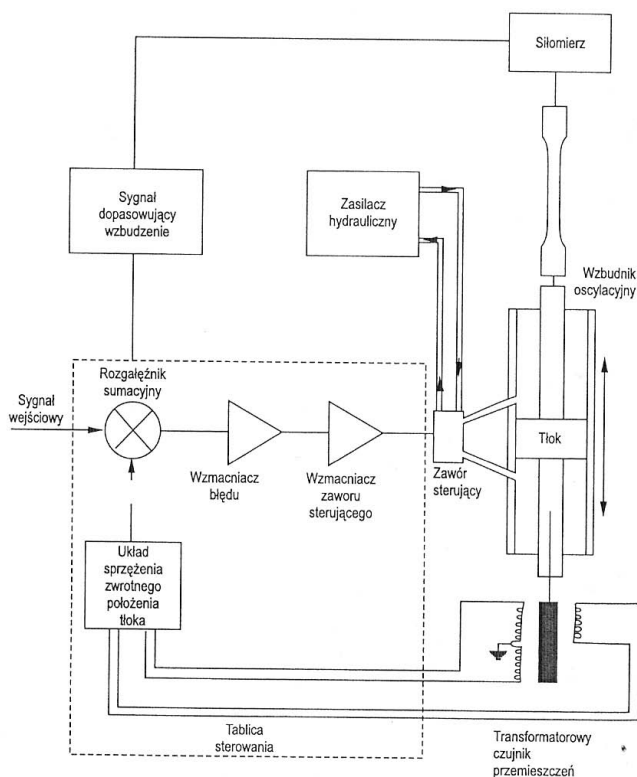
6.3.1. Metodyka i przebieg badań

Uwzględniając konkluzje rozdziału 6.2, gdzie stwierdzono niszczący wpływ wody i związków chemicznych na osnowę polimerową i możliwości eksperymentalne, autor niniejszym przeprowadził wstępne badania wpływu środowiska korozyjnego w warunkach jednoczesnego obciążenia cyklicznego. W badaniach zmęczeniowych przy zadanym poziomie obciążeń, otrzymanym ze statycznej próby rozciągania, można określić odporność kompozytu na rozciągające obciążenia cykliczne. Znajomość takich charakterystyk materiałów niezbędna jest przy projektowaniu konstrukcji pracujących w warunkach obciążeń zmiennych. Ustalenie średniej wartości wytrzymałości kompozytu polimerowego C na poziomie $\sigma_{sr.max.} = 110,27$ MPa posłużyło do określenia poziomu naprężeń przy obciążeniu zmęczeniowym materiału. Ze względu na to, że niektóre konstrukcje pracują pod działaniem dużych obciążeń w środowiskach korozyjnych, ale z małą liczbą cykli, zdecydowano, że badanie zostanie przeprowadzone w zakresie małej liczby cykli (1000, 2000 oraz 3000), przy ustalonych poziomach siły (0,8; 0,7 i $0,5F_{sr.max.}$). Zastosowano odzewowo-tętniący (dodatni) rodzaj cyklu, któremu odpowiada współczynnik asymetrii równy zero ($R = 0$). Po upływie zadanej liczby cykli obciążenia, próbki były statycznie rozciągane, w celu wyznaczenia wytrzymałości resztkowej (S_R), o ile próbka nie uległa zniszczeniu przed upływem założonej liczby cykli.

W tym celu użyto maszynę wytrzymałościową MTS (rys. 6.13) wyposażoną w układ elektroniczno-hydrauliczno-mechaniczny, której schemat blokowy pętli sterowania obciążeniem zmiennym przedstawia rysunek 6.14.



Rys. 6.13. Stanowisko do badań wytrzymałościowych [294] i maszyna wytrzymałościowa MTS 809 [295]

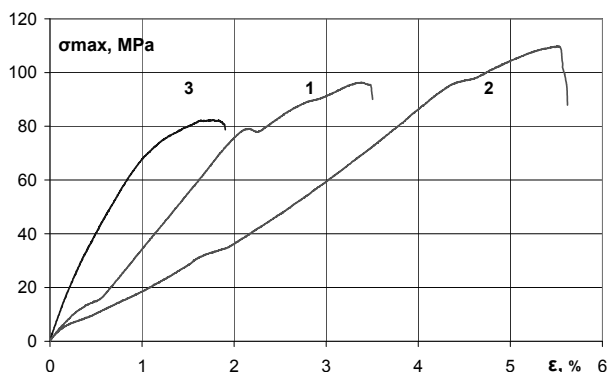


Rys. 6.14. Typowy schemat blokowy pętli sterowania obciążeniem [166]

6.3.2. Analiza zmęczenia kompozytu formowanego metodą infuzji

Na wartości wytrzymałości kompozytu miał wpływ kąt ułożenia włókien względem działającego obciążenia. Przy rozciąganiu próbek o kącie ułożenia włókien szklanych $\pm 45^\circ$, zniszczenie próbki następowało właściwie poprzez ścięcie granicy międzyfazowej i warstwy żywicy pomiędzy włóknami. Nie jest to wprawdzie czyste ścinanie, ponieważ w płaszczyźnie ścinania występują także naprężenia normalne. Zatem włókna wzmocnienia przy takiej orientacji, w stosunku do działającego obciążenia, nie ulegają zerwaniu, a jedynie „wyciągnięciu” z osnowy, czyli następuje zniszczenie warstwy żywicy pomiędzy nimi. Oznacza to, że właściwości wytrzymałościowe kompozytu w dużej mierze zależą od wytrzymałości osnowy oraz adhezji między komponentami kompozytu. Ustalenie średniej wartości wytrzymałości pozwoliło oszacować wytrzymałość resztkową. W tym celu próbki poddano najniższej liczbie cykli na danym poziomie naprężeń. Zniszczenie próbki następowało po uprzednim zmęczeniu, podobnie jak w przypadku próbek poddanych tylko statycznemu rozciąganiu. Jednakże w strukturze materiału powstały nieodwracalne uszkodzenia, pogarszające wytrzymałość materiału. Na wykresie σ - ε (rys. 6.15 [38]) widoczna jest zmiana kąta nachylenia krzywej do osi poziomej

(zmiana przebiegu krzywej obciążenia), co przyjmuje się jako sygnał powstania w materiale pierwszego pęknięcia poprzecznego (PPP). Początek nieliniowości na wykresie jest początkiem procesu rozwoju uszkodzeń w laminacie.



Rys. 6.15. Krzywe σ - ε kompozytu C wytwarzanego metodą infuzji przy obciążeniu 600 N (1000 cykli): 1–3 próbki

Tabela 6.4. Właściwości mechaniczne kompozytu polimerowego przy zadanej ilości cykli i stałym obciążeniu [52]

Obciążenie i liczba cykli	Lp.	Nr próbki	$F_{\max}$, N	S_R , MPa	E , MPa
600 N (1000 cykli)	1.	121	1023,18	85,26	4569
	2.	76	1298,73	108,23	5411
	3.	75	1096,57	91,38	4263
	Średnia		1139,49	94,96	4747,67
600 N (2000 cykli)	1.	117	1279,02	106,58	5506
	2.	74	1334,95	111,25	5499
	3.	72	1319,77	109,98	5562
	4.	71	1321,46	110,12	5329
	Średnia		1313,8	109,48	5474
600 N (3000 cykli)	1.	119	989,45	82,45	4818
	2.	70	1318,30	109,86	5493
	3.	69	1156,43	96,37	4122
	Średnia		1154,73	96,23	4811

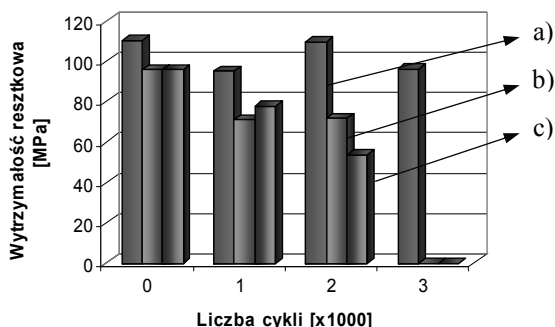
Przy zastosowanym poziomie cyklicznego obciążenia $0,5F_{sr,\max}$ (600 N) żadna z badanych próbek nie uległa zniszczeniu przed upływem zadanej liczby cykli

(1000, 2000, 3000). Nie obserwuje się dużych zmian wytrzymałości resztkowej, zachodzi natomiast zmiana odkształcenia. Największy spadek wytrzymałości widzimy w przypadku zmęczenia przy 1000 cyklach, gdy wytrzymałość resztkowa stanowi ok. 86% wartości S_R po 2000 cyklach (tab. 6.4).

W trakcie próby zmęczeniowej przy wyższych wartościach obciążeń (tj. 0,7 i $0,8F_{sr,max}$ – odpowiednio 840 N i 960 N), próbki uległy zniszczeniu przed upływem założonej liczby cykli. W jednym przypadku wystąpiło pęknięcie próbki w momencie ustabilizowania się siły, po upływie założonych 1000 cykli. Przy obciążeniach cyklicznych na poziomie 0,7 i $0,8F_{sr,max}$, wytrzymałości zmęczeniowe gwałtownie malały i próbki ulegały całkowitemu zniszczeniu – odpowiednio 59% i 36%, przy założonej liczbie cykli. Wskutek odkształceń trwałych dla danego materiału, w którym pojawiają się i kumulują różne rodzaje uszkodzeń, kompozyt ulega całkowitemu zniszczeniu.

W przypadku zwiększenia obciążenia, kompozyt bardzo szybko osiągał stan krytyczny, po czym następował gwałtowny proces degradacji wewnętrznej struktury. W podsumowaniu dotychczasowych rozważań można stwierdzić negatywny wpływ nie tylko obciążeń cyklicznych, ale i środowiska korozyjnego na właściwości wytrzymałościowe badanego kompozytu.

Dla próbek porównawczych poddanych tylko statycznemu rozciąganiu, wpływ wody jest najmniejszy. Spadek wytrzymałości na rozciąganie (rys. 6.16) oraz modułu Younga wyniósł nieco ponad 10% w obciążeniach statycznych, natomiast próbki poddane obciążeniom cyklicznym, wykazują znacznie większą tendencję do utraty wytrzymałości. Przy 1000 cyklach średnia wytrzymałość resztkowa i E (przy obciążeniu 600 N), zmniejszyła się o ok. 25–26% i o ok. 18–20% po upływie dwóch i trzech miesięcy ekspozycji kompozytu w środowisku korozyjnym.

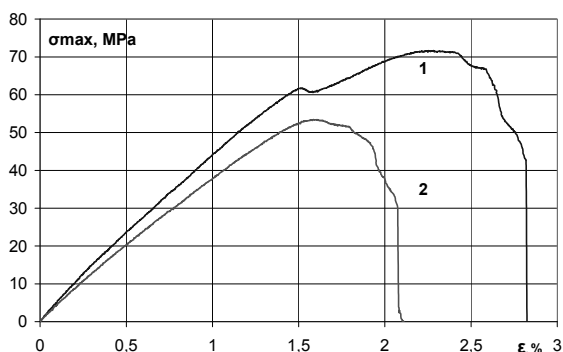


Rys. 6.16. Zależność wytrzymałości resztkowej od liczby cykli (przy obciążeniu 600 N): a) sucho, b) po dwumiesięcznym działaniu środowiska korozyjnego, c) po trzymiesięcznym działaniu środowiska korozyjnego [51]

W przypadku 2000 cykli, przy tym samych poziomach obciążenia, spadek S_R wyniósł odpowiednio 34 i 51% po dwóch i trzech miesiącach ekspozycji kompozytu w środowisku wodnym. Są to bardzo duże zmiany analizowanych charakterystyk. Należy zaznaczyć, że podczas tego eksperymentu tylko jedna próbka z trzech

badanych wytrzymała założone 2000 cykli przy obciążeniu 600 N w czasie dwu- i trzymiesięcznej absorpcji wody (rys. 6.16).

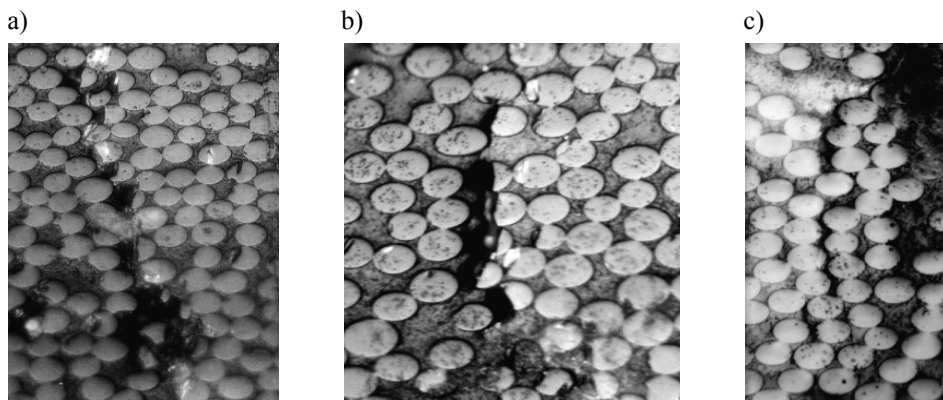
Pozostałe próbki pękały przed upływem żądanej liczby cykli, co jeszcze bardziej podkreślało destrukcyjny wpływ H_2O na pracę kompozytu poliestrowo-szklanego. Woda wnikając w głąb materiału powodowała rozwój defektów technologicznych oraz powstawanie uszkodzeń mikrostruktury, przyczyniając się do szybszego zniszczenia kompozytu (widać wyraźny spadek wytrzymałości resztkowej po dłuższym czasie nasiąkania kompozytu – krzywa 2 na rysunku 6.17). Im większy poziom obciążenia, tym bardziej widoczny jest wpływ czasu ekspozycji na właściwości zmęczeniowe kompozytu polimerowego. Przy wyższym naprężeniu ($0,8F_{max}$) gęstość pęknięć była większa, z krótszym czasem destrukcji w porównaniu z wynikami przy niższym poziomie obciążenia ($0,6F_{max}$).



Rys. 6.17. Krzywe σ – ϵ kompozytu C przy obciążeniu (600 N – 2000 cykli): 1 – po dwumiesięcznym działaniu środowiska korozyjnego, 2 – po trzymiesięcznym działaniu środowiska korozyjnego

Aby określić wytrzymałość resztkową przy różnych poziomach siły i założonej liczbie cykli (1000), część próbek zanurzonych przez okres trzech miesięcy w wodzie poddano działaniu niskiej temperatury (-20°C). Okazało się, że tylko przy obciążeniu 600 N próbka wytrzymała określoną liczbę cykli, natomiast przy pozostałych obciążeniach kompozyt został zniszczony przed założoną liczbą cykli. Wytrzymałość resztkowa próbki oraz moduł Younga (dla obciążenia 600 N) kształtowały się na poziomie niższym niż próbki porównawczej „suchej” o ponad 20%. Ale jest to spadek właściwości mechanicznych porównywalny (nawet trochę mniejszy) ze spadkiem odnotowanym dla próbek po dwóch i trzech miesiącach samego moczenia w wodzie poddanych zmęczeniu przy parametrach 600 N – 1000 cykli. Oznacza to, że obniżona temperatura, w tym przypadku nie ma znaczącego wpływu na dalsze pogarszanie się właściwości badanego kompozytu poliestrowo-szklanego. Zamrożenie próbek wywarło wpływ na zmniejszenie liczby cykli jakie wytrzymała próbka przy poziomie obciążenia 840 N i 940 N. Uszkodzenia wewnętrznej struktury badanych próbek kompozytu po zmęczeniu ujawnione zostały na mikrostrukturach (rys. 6.18). Przede wszystkim wyraźne są pęknięcia osnowy i debonding na granicy styku włókien z osnową oraz liczne wżery. Łączące się mi-

kropknięcia matrycy i warstwy granicznej tworzą w efekcie pęknięcie poprzeczne przebiegające przez całą grubość warstwy (rys. 6.18c).



Rys. 6.18. Mikrostruktury kompozytu C po badaniach zmęczeniowych: a) próbka „sucha”, b) próbka „moczona”, c) próbka „zamrożona” (pow. x 250)

6.4. Podsumowanie

Rozwój inżynierii materiałowej, spowodował duże zapotrzebowanie i poszukiwanie modeli matematycznych opartych na analizie i zdolności przewidywania wytrzymałości zmęczeniowej, długotrwale obciążonych siłami działającymi cyklicznie.

Tym wysiłkom sprzyjać będą różnego rodzaju próby zmęczeniowe (takie jak próby modelowe, wykonywane na maszynach lub ich częściach oraz próby laboratoryjne na prostych próbkach) i znajomość aspektów technologicznych kompozytów polimerowych (możliwości łączenia nowych komponentów, rozwój technologii wytwarzania, czy procesów wymiarowania). Próby te wskażą zalety badanego materiału, a wyniki tych prób określą wartość rozbieżności czy rozrzutu wyników badań zmęczeniowych. W badaniach zmęczeniowych widzimy intensywny postęp w technikach eksperymentu oparty np. na sterowaniu numerycznym maszyn wytrzymałościowych. Uwzględniając powyższe uwagi, oraz możliwości eksperymentalne autora, przeprowadzono badania przygotowawcze na kompozycie warstwowym wytworzonym metodą infuzji, które miały na celu opracowanie odpowiednich metod badań laboratoryjnych. Celem zasadności tych badań było zilustrowanie, choć częściowo, problemu wpływu wytwarzania i jakości formowania WMK na rozrzut i dokładność właściwości kompozytu poddanego procesowi zmęczenia z uwzględnieniem oddziaływania wielu czynników eksploatacyjnych jakimi są niewątpliwie środowisko chemiczne i korozyjne.

Kierując się tą przesłanką, badania przygotowawcze posłużyły opracowaniu dokładniejszego modelu matematycznego na podstawie kompleksu badań dla złożonych struktur, przy szacowaniu nie tylko trwałości zmęczeniowej WMK, ale i tworzeniu baz danych uwzględniających warunki eksploatacji.

7. BADANIA WŁASNE

W celu pełniejszego i dokładniejszego oszacowania parametrów zmęczenia dla konstrukcji kompozytowych konieczna jest, według wiedzy autora, umiejętność określania i obliczania wytrzymałości zmęczeniowej czy resztkowej. Pomimo szeregu zalet, jakie posiadają kompozyty warstwowe, w trakcie wytwarzania lub eksploatacji mogą powstawać wady produkcyjne lub uszkodzenia eksploatacyjne wpływające na trwałość konstrukcji, w których zostaną zastosowane. Rozwój inżynierii materiałowej, szczególnie kompozytów o osnowie polimerowej, spowodował duże zapotrzebowanie na modele matematyczne i fizyczne będące próbą konsekwentnego rozpoznania procesu zmęczenia. Dlatego też projektowane są nowe materiały, oparte na prefabrykacjach (preimpregach w postaci płyt, prętów), w których proces utwardzania żywicy zostaje spowolniony w zaplanowanym etapie ich wytwarzania [82]. Pożądana jest umiejętność doboru komponentów, architektury i technologii formowania dobranych komponentów kompozytu już na etapie projektowania, z uwzględnieniem czasu i środowiska pracy.

Tym wysiłkom sprzyjać będzie doświadczenie i znajomość aspektów technologicznych kompozytów polimerowych (możliwości łączenia nowych komponentów, rozwój technologii wytwarzania, czy procesów wymiarowania). Uwzględniając powyższe uwagi oraz możliwości eksperymentalne, autor przeprowadził badania przygotowawcze, które miały na celu opracowanie odpowiednich metod badań laboratoryjnych. Zasadność przyjętej strategii przyczyni się do dokładniejszego modelowania warunków eksploatacyjnych, oddziaływania wielu czynników eksploatacyjnych, jakich niewątpliwie dostarcza środowisko korozyjne. Jednym z celów pracy jest sprawdzenie, czy opracowanie dokładniejszych metod analitycznych czy stochastycznych, na podstawie kompleksu badań złożonych struktur, pozwoli na tworzenie baz danych uwzględniających warunki eksploatacji.

7.1. Przygotowanie próbek

Badania wykonano na dwu rodzajach próbek z kompozytu warstwowego. Próbkę jednego rodzaju wykonano z płyt wielowarstwowych o symetrycznej strukturze [0/90/0/90], ze wzmocnieniem z włókien szklanych (UDO[®] typu E), o jednostkowej średniej grubości 0.49 mm i osnowie z żywicy poliestrowej (HAVELpol.2). Płyty wykonano metodą worka próżniowego w firmie „HAVEL Composites” (rozdz. 7.1.1). Próbkę wycięto (rys. 7.1) wysokociśnieniowym strumieniem wody (ok. 4000 barów) z wypełnieniem ściernym (Garnet #80) z prędkością przesuwu cięcia 1,5 m/min. Zróżnicowano również (rys. 7.2) bazy pomiarowe próbek (80 mm i 150 mm).

a)

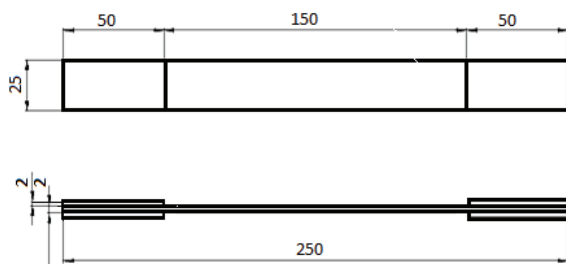


b)

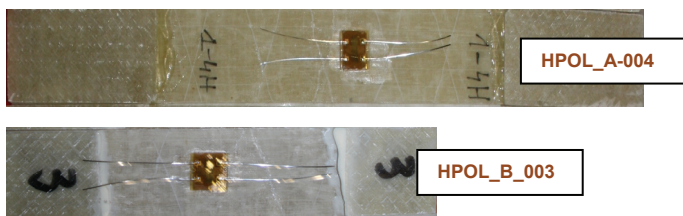
Nazwa proszku	Garnet Abrasive Grit	
Średnia wielkość ziaren w mieszance (mesh)	#80 (0,300–0,180)	
Analiza chemiczna	Składnik	%
	SiO ₂	36,18
	Al ₂ O ₃	21,05
	Fe ₂ O ₃	29,75
	MgO	6,66
	CaO	1,24
Właściwości fizyczne	TiO ₂	2,75
	Przewodność elektryczna:	24,64 mS/m
	twardość	w 24,3°C
	wilgotność	8 Moh
	gęstość	0,38%
		2,48 g/cm ³

Rys. 7.1. Cięcie próbek strugą wodno-ścierną (a) z charakterystykami ścierniwa Garnet #80 (b)

a)



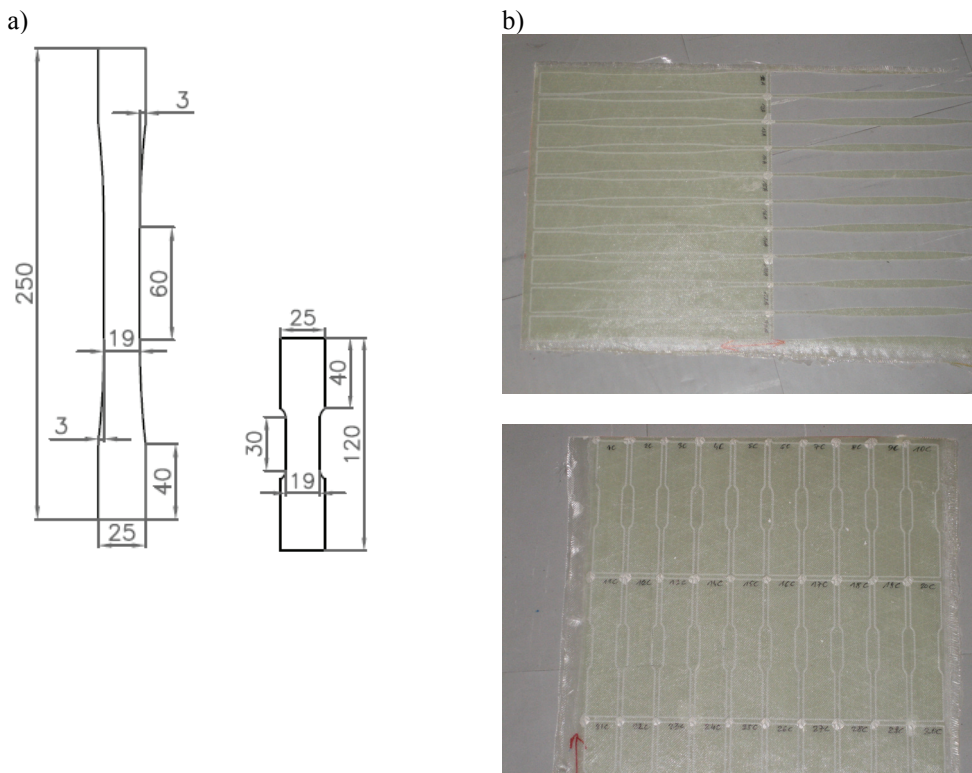
b)



Rys. 7.2. Geometryczne wymiary próbek kompozytu szklanego na osnowie poliestrowej [0/90/0/90] po cięciu strumieniem wodny ze ścierniwem (a) o różnej bazie pomiarowej (b)

Próbki drugiego rodzaju o strukturze [0/45/0] (niesymetrycznej), wycięto z płyt formowanych ręcznie (metoda kontaktowa – rozdz. 7.1.2) o wzmocnieniu z włókien szklanych (UDO[®] typu E) w postaci tkaniny i osnowie z żywicy epoksydowej (LH 160). Sposób wycinania próbek o osnowie epoksydowej – jako próbki symetryczne (jak wyżej), z wyjątkiem strefy przejścia z części mocującej próbkę w maszynie wytrzymałościowej, do bazy pomiarowej (rys. 7.3).

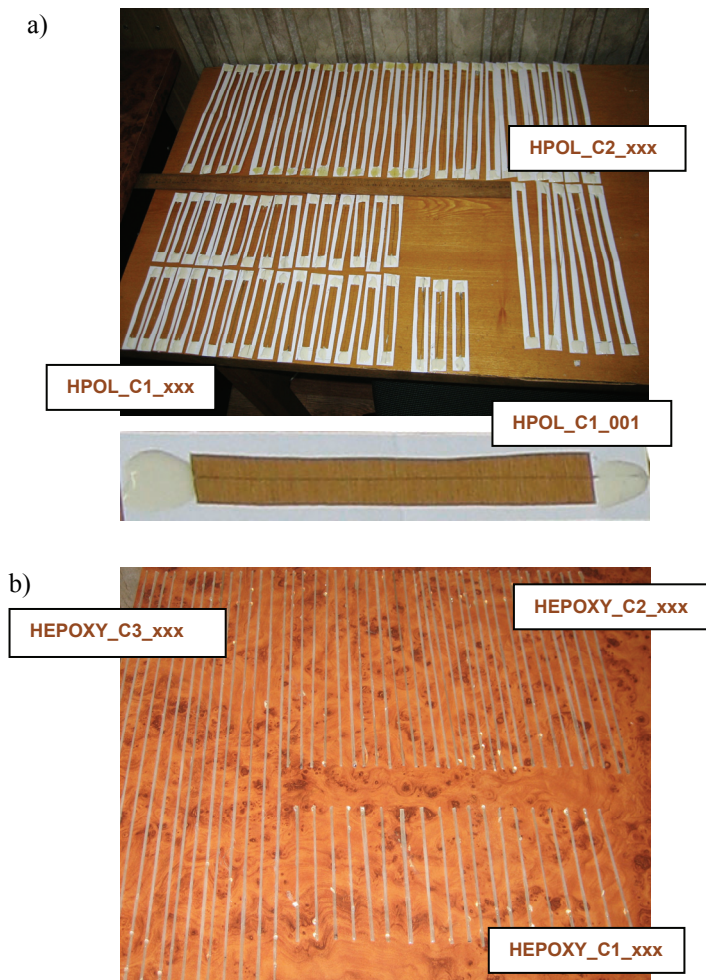
Próbki wycięto w kształcie wiosłek z łagodnym przejściem, aby w mocowaniu maszyny zniwelować wpływ koncentracji naprężeń na właściwości mechaniczne kompozytu epoksydowego przed powierzchniowym niszczeniem (zwiększając tym samym powierzchnię równomiernego rozkładu koncentracji naprężeń w badanej próbce). Bazy pomiarowe – 30 mm i 60 mm próbek, posłużą przy analizie wpływu efektu skali na wytrzymałość wytworzonego kompozytu.



Rys. 7.3. Geometryczne wymiary eksperymentalnych próbek kompozytu szklanego na osnowie epoksydowej [0/45/0] po cięciu strumieniem wodny ze ścierniwem (a) z różną bazą pomiarową (b)

W celu zbadania właściwości elementarnej wiązki składowej tkaniny (rys. 7.4), wykonano próbki w postaci wydzielonych wiązek włókien z tkaniny (UDO[®] ES), stabilizowanych żywicą poliestrową (z bazami: 120 mm, 250 mm) i epoksydową (z bazami: 120 mm, 250 mm, 450 mm).

Parametry technologiczne wykonanych próbek przedstawia tabela 7.1. Wymiary próbek kompozytowych o długości 250 mm i 180 mm (oraz dodatkowo o długości 120 mm próbek epoksydowych), szerokości 25 mm, grubości od $1,5 \pm 0,1$ mm i od $1,92 \pm 0,02$ mm odpowiednio dla kompozytu symetrycznego i niesymetrycznego wycięto według normy DIN-EN ISO 527.



Rys. 7.4. Próbkę z wiązek włókien o różnych długościach pomiarowych z kompozytu szklanego na osnowie poliestrowej (a) i epoksydowej (b)

Tabela 7.1. Parametry technologiczne metod formowania kompozytu polimerowego

Technologia	Tkanina szklana	Żywica	Utwardzacz	Czas odformowania	Czas żelowania	Dodatkowe wygrzewanie
worka próżniowego	Udo UD ES 500/300 51,0 %	HAVEL-pol.2	2% Butanox M50	ok. 24 h	30 min ($T = 18-20^{\circ}\text{C}$)	50°C (6 h)
ręczna		LH 160	25% H 147	24 h	60 min ($T = 22-23^{\circ}\text{C}$)	60°C (16 h)

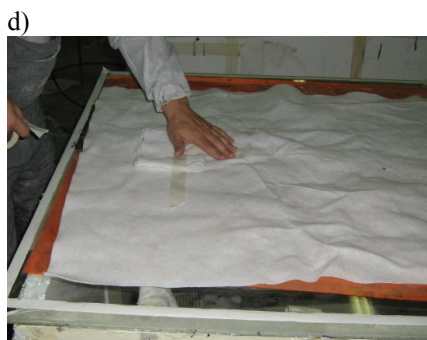
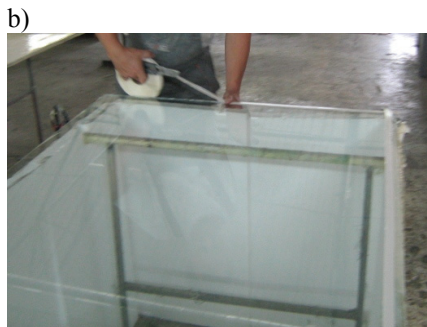
Zastosowano następujące oznaczenia próbek poddanych statycznej próbie rozciągania:

- ‘HPOL_A(B)-xxxx’ i "HPOL-C1(C2)-xxxx": gdzie, ‘HPOL’ oznacza kompozyt poliestrowy o ułożeniu [0/90/0/90] z różną bazą pomiarową (L_{BP}): A = 120 mm i B = 250 mm, a "HPOL-C1(C2)-xxxx" wiązki włókien zatopione w żywicy o bazie pomiarowej: C1 = 120 mm, C2 = 250 mm – z numerem próbki ‘xxxx’);
- ‘HEPOXY_A(B)-xxxx’ i "HEPOXY-C(C1;C2;C3)-xxxx": gdzie, ‘HEPOXY’ oznacza kompozyt epoksydowy o ułożeniu [0/45/0] z różną bazą pomiarową: A = 120 mm i B = 250 mm, a "HEPOXY_C(C1;C2;C3)-xxxx" o L_{BP} wiązek włókien zanurzonych w żywicę o długościach: C1 = 120 mm, C2 = 250 mm i C3 = 450 mm z numerem próbki ‘xxxx’).

7.1.1. Technologia wytwarzania materiału o strukturze symetrycznej

Metoda worka próżniowego (ang. *vacuum bagging*) łączy cechy laminowania ręcznego z użyciem elastycznego worka. Zaletą omawianej technologii jest lepsza jakość wytworzonego kompozytu niż w metodzie kontaktowej, gdyż zawartość wzmocnienia jest większa. Oprócz tego, metoda worka próżniowego redukuje znacznie emisję szkodliwych substancji lotnych (styren) oraz izoluje powierzchnię laminatu od otaczającego powietrza podczas utwardzania laminatu. Istotnym parametrem przy formowaniu tą metodą jest wielkość wyrobu i stopień jego skomplikowania. Stanowi to podstawę do projektu struktury worka próżniowego. Mimo występujących dużych sił dociskających, konstrukcja form nie wymaga specjalnych wzmocnień, gdyż siły te są równoważone i nie powodują deformacji form. W ramach realizacji projektu dużą uwagę trzeba zwrócić na zaprojektowanie właściwej półki uszczelniającej o szerokości 10-15 cm (rys. 7.5b), na której przy pomocy specjalnej taśmy uszczelnia się membranę worka próżniowego.

W metodzie worka próżniowego formuje się kompozyt warstwowy metodą laminowania ręcznego, gdzie proces nakładania żywicy i przesączania poszczególnych warstw wzmocnienia odbywa się na wcześniej przygotowanej formie (rys. 7.5ac). Pierwszą warstwę (rys. 7.5d), którą jest materiał delaminacyjny należy więc ułożyć tak, aby przylegała ona w każdym miejscu do mokrego laminatu. Kolejną warstwę stanowi folia oddzielająca, zwykle perforowana, która odbiera nadmiar żywicy (rys. 7.5e). Po czym nakładamy materiał przepuszczalny (oddychający) i jednocześnie odbierający nadmiar żywicy. Jej głównym zadaniem jest równomierny rozkład próżni wzdłuż całej powierzchni worka próżniowego (są wprowadzane systemy, w których folia tego typu stanowi pierwszą warstwę, a materiał delaminacyjny nie jest stosowany). Następnie nakłada się elastyczny worek zamocowany zaciskami (lub specjalnymi taśmami uszczelniającymi) na obrzeżach formy, a przez zamontowany króciec (z zamontowanym wentylem i opcjonalnie złączem do odczytu podciśnienia – rys. 7.5f) odsysa się pompą próżniową powietrze i ewentualnie nadmiar żywicy z laminatu (z powierzchni między formą a workiem).



Rys. 7.5. Etapy formowania kompozytu na osnowie poliestrowej [0/90/0/90]: a) wycięcie i przygotowanie komponentów laminatu; b) przygotowanie półki uszczelniającej o szerokości 10-15 cm, na której przy pomocy specjalnej taśmy uszczelnia się membranę worka próżniowego; c) nałożenie jednej i pozostałych warstw tkaniny jednokierunkowej przesączając je za każdym razem; d) materiał delaminacyjny i materiał przepuszczalny oddychający; e) materiały zostają umieszczone w worku próżniowym ze specjalnej folii sklejęcej dwustronnie taśmą uszczelniającą; f) membrana próżniowa z zamontowanym wentylem i opcjonalnie złączem do odczytu podciśnienia

7.1.2. Technologia wytwarzania materiału o strukturze niesymetrycznej

Wyroby kompozytowe wytworzone metodą laminowania ręcznego przy pomocy pędzla lub wałka opisano w rozdziale 4.1, gdzie proces nakładania żywicy (rys. 7.6b1,b2 i e2) i przesączania poszczególnych warstw wzmocnienia (rys. 7.6c1) odbywa się na wcześniej wycięte wzmocnienie w formie (rys. 7.6a1) odwzorowującej kształt wytwarzanego elementu.

a1)



a2)



b1)



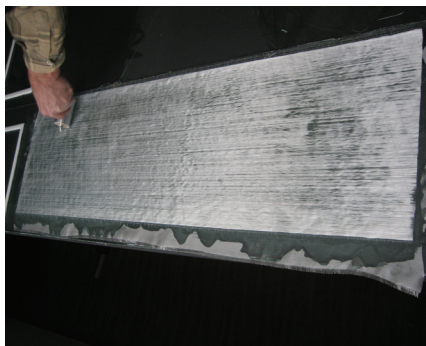
b2)



c1)



c2)

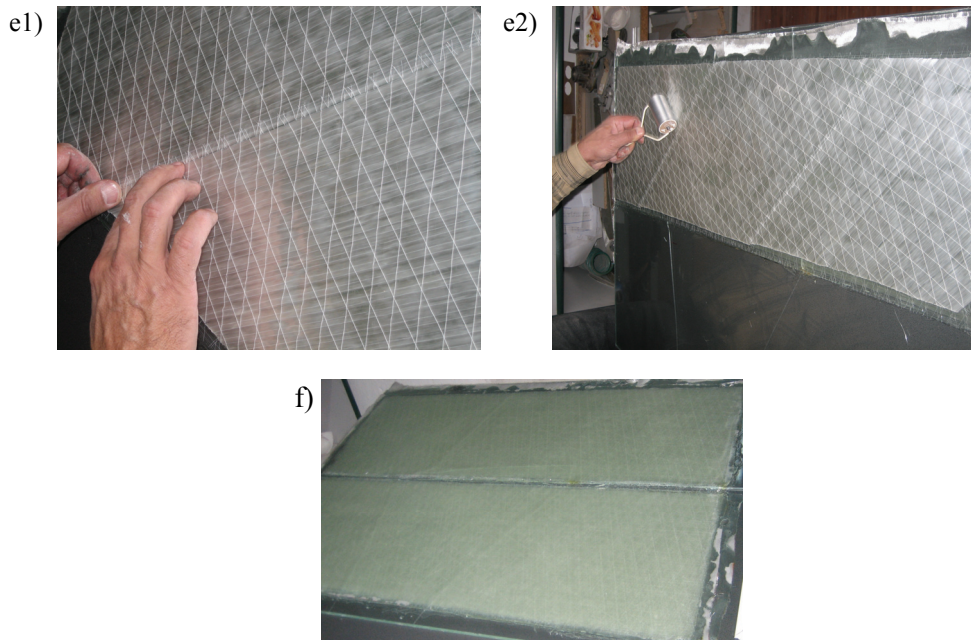


d1)



d2)





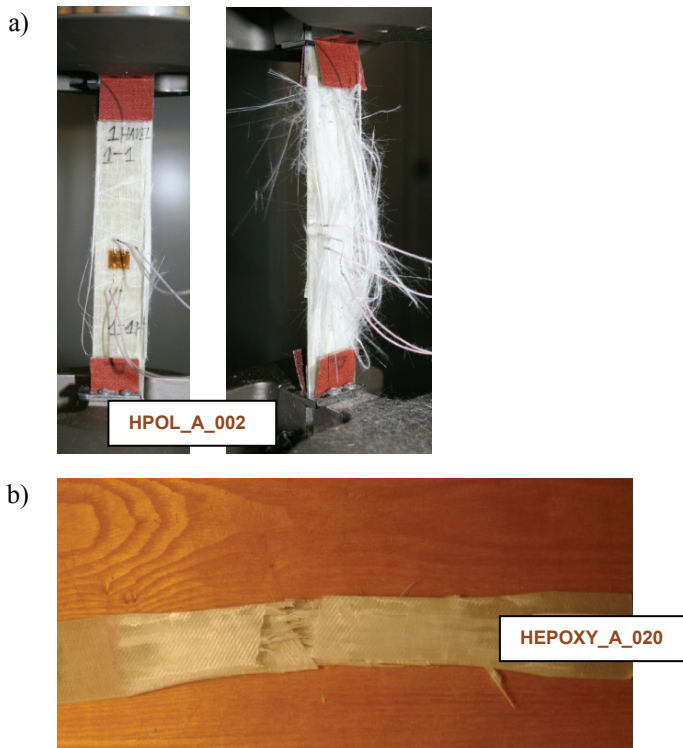
Rys. 7.6. Etapy formowania kompozytu na osnowie epoksydowej [0/45/0]: a) wycięcie i przygotowanie komponentów laminatu, b) nasączenie przygotowanej formy, c) nałożenie pierwszej warstwy formowanego materiału, d) na przesączoną warstwę tkaniny jednokierunkowej nałożenie drugiej warstwy materiału pod kątem 45°, e) nasączenie i nałożenie trzeciej warstwy materiału, f) przesączenie otrzymanego techniką ręczną kompozytu (indeksy 1 i 2 przy literach określają kolejność czynności przy laminowaniu ręcznym)

Formę cechuje duża sztywność i trwałość oraz wielokrotna możliwość użycia. Po dokładnym nasączeniu jednej warstwy wzmocnienia mieszką żywicę i utwardzacza (rys. 7.6c2), nakłada się kolejne warstwy wzmocnienia (rys. 7.6d1) pod kątem 45° w stosunku do pierwszej warstwy. Dużą rolę na wytrzymałość adhezyjną kompozytu niesymetrycznego odgrywa jakość przesączania poszczególnych warstw wzmocnienia w laminacie, jak i łączenia wzmocnienia w warstwie (rys. 7.6e1), aż do pożądanej grubości laminatu (rys. 7.6f). W wyniku czego, po utwardzeniu i odformowaniu, czyli zdjęciu gotowego laminatu z formy uzyskujemy kompozyt warstwowy (rys. 7.6f).

7.2. Określenie parametrów zmęczeniowych

Ustalenie średniej wartości wytrzymałości statycznej (S_{stati}) kompozytów polimerowych otrzymanych ze statycznej próby rozciągania posłużyły dla określenia poziomów naprężeń krzywej zmęczeniowej ($S-N$) materiałów. Ze względu na to, że niektóre konstrukcje pracują pod działaniem dużych obciążeń z niewielką liczbą cykli, zdecydowano, że badania zostaną przeprowadzone z maksymalną liczbą cykli (do 100 000)

przy ustalonym poziomie naprężenia. Próbkę z kompozytów polimerowych na osnowie poliestrowej i epoksydowej poddane zostały obciążeniom cyklicznym na czterech poziomach $K \cdot S_{\text{stat}}$, z założoną częstotliwością $f = 6 \text{ Hz}$ (rys. 7.7). Z przeprowadzonych eksperymentów zostały wyznaczone krzywe zmęczeniowe materiałów polimerowych (S-N), które wykorzystano przy wyborze poziomów zmęczeniowych obciążeń przy określeniu wytrzymałości resztkowej (S_R) z wybraną liczbą cykli.



Rys. 7.7. Zniszczone próbki na osnowie poliestrowej (a) i epoksydowej (b) po badaniach zmęczeniowych

7.2.1. Właściwości mechaniczne żywic polimerowych

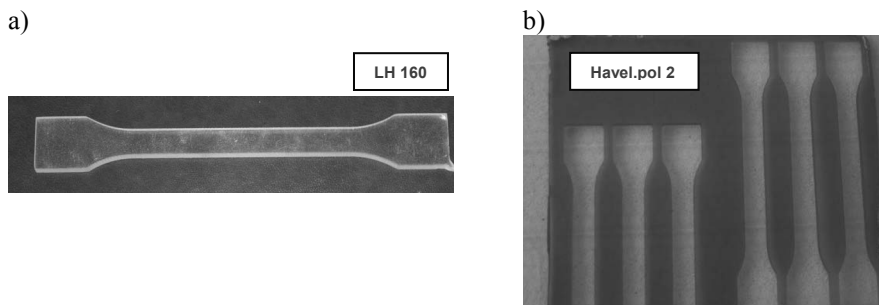
Obecne tendencje dotyczące opracowania modyfikacji i nowych metod badawczych zmierzają do uwzględniania przy szacowaniu właściwości mechanicznych komponentów WMK (włókna i osnowy), czy samego materiału, technologii oraz jakości wykonania materiału. Parametry procesu technologicznego przy formowaniu kompozytów w formach zamkniętych, takie jak wprowadzanie żywicy, szybkie chłodzenie oraz różna rozszerzalność cieplna polimeru i włókna, w których proces utwardzania żywic zostaje spowolniony w zaplanowanym etapie ich wytwarzania [82, 138, 139], powodują pojawienie się dodatkowych naprężeń własnych, i co za tym idzie, mikrodefektów w strukturze.

Podstawą oceny tych zjawisk mogą być pomiary wartości dyssypowanej energii występujące podczas pełnego cyklu obciążania i odciążania, czy energii [67] związanej z siłami adhezji pomiędzy komponentami. Zmiany energii aktywacji, jako procesu destrukcji, to kolejne wyzwanie dla nauki [57]. Po zerwaniu głównych powiązań adhezyjnych w mikroobjętościach najbardziej naprężonych, po pierwszych cyklach obciążenie stabilizuje się, wskutek naprężeń własnych [261, 262]. Ma to miejsce mimo, iż właściwości zmęczeniowe kompozytów polimerowych w połączeniu z małą gęstością oraz dobrą zwilżalnością włókien szklanych z polimerem, dają mocne połączenie międzyfazowe polimer/szkło [138, 139]. Również nie można zapominać o zdolności przenoszenia obciążeń na granicy tych dwóch faz. Nadanie wyrobomżądanego kształtu, przenoszenie obciążeń między włóknami, kształtowanie właściwości chemicznych, cieplnych czy palnych, to tylko niektóre zadania i funkcje osnowy. Właściwy dobór tych parametrów jest cennym efektem opisu i analizy procesów zniszczenia zachodzących w kompozytach polimerowych.

Dlatego przed badaniami zmęczeniowymi eksperymentalnie wyznaczono właściwości mechaniczne próbek (zgodnie z normą DIN-EN ISO 527-2stab 1B [258]) wytworzonych z żywicy poliestrowej i epoksydowej (tab. 7.2). Odporność termiczną wyciętych próbek wysokociśnieniowym strumieniem wodno-ściernym (rys. 7.8) o osnowie polimerowej, zwiększono poprzez dodatkową obróbkę cieplną w temperaturze 30°C (12h) oraz ich wygrzanie w temperaturach 50° i 60°C, odpowiednio dla żywicy HAVELpol.2 i LH 160.

Tabela 7.2. Właściwości mechaniczne żywic polimerowych firmy HAVEL Composites

Lp.	E , GPa	ε , %	S_{max} , MPa	ρ , kg/m ³
<i>Żywica poliestrowa – HAVELpol.2</i>				
1.	3,485	0,717	23,994	1,1522
2.	3,564	0,864	24,013	1,1521
3.	3,489	0,756	21,969	1,1516
4.	–	–	–	1,1518
5.	–	–	–	1,1506
6.	–	–	–	1,1492
średnia	3,512	0,779	23,325	1,1532
<i>Żywica epoksydowa – LH 160</i>				
1.	3,629	2,4995	53,266	1,1993
2.	3,363	2,4605	52,565	1,1993
3.	3,393	2,4185	52,114	1,1985
4.	–	–	–	1,1988
5.	–	–	–	1,1992
6.	–	–	–	1,1993
średnia	3,462	2,4595	52,649	1,19908



Rys. 7.8. *Próbki z żywicy epoksydowej (a) i poliestrowej (b) wycięte wysokociśnieniowym strumieniem wodno-ściernym*

HAVELpol.2 zaliczana jest do żywic tiksotropowych o lepkości umożliwiającej nanoszenie natryskowe z niską emisją styrenu. Charakteryzuje się dobrymi właściwościami mechanicznymi i małym skurczem cieplnym, co pomaga w szybkim i łatwym rozformowaniu wyrobu (tab. 7.3). Natomiast żywica epoksydowa należy do materiałów chemoutwardzalnych (duropplastów), otrzymywanych w wyniku polikondensacji epichlorohydryny lub dwuchlorohydryny z fenolami dwuwodortlenowymi. Ma dobre właściwości mechaniczne, niską emisję styrenu oraz niską lepkość, która zapewnia dobre przesączenie włókien.

Tabela 7.3. *Właściwości żywicy HAVELpol.2 wg normy BS 2782*

Właściwości żywicy HAVELpol.2	Wartości
Lepkość przy 25°C (wg Ferrantiho 37,35 sec ⁻¹), [poise]	3,0
Gęstość przy 25°C, kg/dm ³	1,10
Liczba kwasowa, mg KOH/g	19-25
Stabilizacja w ciemności przy 20°C, miesiące	3

7.2.2. Metodyka badań

Statyczną próbę rozciągania próbek kompozytów oraz wiązek włókien zatopionych w żywicy przeprowadzono na MTS 5T 50 kN (rys. 7.9a) i Zwick/Roell TC-FR2.5TN.DO9 (rys. 7.9b) w Laboratorium Instytutu Mechaniki Polimerów Łotewskiego Uniwersytetu w Rydze. Maszyna wytrzymałościowa MTS 5T 50 kN była wyposażona w aparat pomiarowy Flex Test SE i sterownik firmy MTS [11]. Obciążenia były mierzone przy użyciu rozet HBM 1-XY91-6/350 składających się z dwóch prostopadłych czujników tensometrycznych i pojedynczych mierników HBM 1-XY91-6/350 o jednakowych długościach pomiarowych 6 mm i nominalnym oporze elektrycznym 350 Ω.



Rys. 7.9. Maszyny wytrzymałościowe: a) MTS 5T 50 kN, b) Zwick/Roell

Rozety i pojedyncze ekstensometry umieszczono po przeciwnych stronach próbki. Pomiary ekstensometru, obciążenie i przemieszczenie rejestrowano z użyciem HBM Spider 8 ze sterownikiem „Catman”. Próby wykonano z prędkością przemieszczania głowicy 2 i 1 mm/min, w zależności od bazy pomiarowej próbki. Naprężenie osiowe określono jako stosunek siły do zmierzonego, średniego pola przekroju poprzecznego próbek testowych. Współczynnik Poissona (ν_{xy}), wyznaczono z krzywej odkształcenie poprzeczne–odkształcenie osiowe [226]. Ustalenie średniej wartości wytrzymałości statycznej ($\sigma_{\text{stati.}}$) kompozytu polimerowego w statycznej próbie rozciągania posłużyło do wyznaczenia poziomów naprężeń przy badaniach zmęzeniowych i budowie krzywej S-N.

7.3. Analiza statystyczna właściwości komponentów kompozytu polimerowego

7.3.1. Analiza rozkładów i parametrów statystycznych

Właściwie dobrana metodyka badań jest szczególnie ważna w określaniu wielkości rozrzutu wartości badanych charakterystyk. Z wielu analiz eksperymentalnych wynika, że jest dość duży rozrzut właściwości wytrzymałościowych kompo-

zytów. Dlatego przetwarzanie wyników eksperymentalnych jest niezbędne przede wszystkim przy określaniu i sprawdzaniu przyjętych hipotez, statystycznych rozkładów wytrzymałości statycznej (S_{stat}) włókien wiązek zatopionych w żywicy i próbek z uwzględnieniem bazy pomiarowej. Wyniki badań wytrzymałości statycznej z różną bazą pomiarową (L_{BP}) przedstawiono w tabelach 7.4 i 7.5.

Tabela 7.4. Statystyczna analiza wytrzymałości statycznej i modułu Younga wiązek włókien i próbek WMK na osnowie poliestrowej z różną L_{BP}

Właściwości mechaniczne wiązek włókien w żywicy i próbek z kompozytu poliestrowego z różną L_{BP}	OSPPT	Calfa	Średnia S_{stat} , E	Odchylenie standardowe	$N_{\text{próbki}}$
<i>logarytmiczno-normalny rozkład S_{stat}, MPa</i>					
S _{HPOL_C1}	0,14341	0,25531	6,5849	0,19681	33
S _{HPOL_C2}	0,25403	0,29532	6,4669	0,17618	29
S _{HPOL_A}	0,15542	0,29650	6,0005	0,09145	23
S _{HPOL_B}	0,16584	0,32713	6,0861	0,082331	18
<i>normalny rozkład S_{stat}, MPa</i>					
S _{HPOL_C1}	0,2006	0,25518	737,7397	146,2042	33
S _{HPOL_C2}	0,22296	0,29463	652,6013	110,0079	29
S _{HPOL_A}	0,16221	0,29316	405,2347	37,0302	23
S _{HPOL_B}	0,14487	0,32676	441,0872	35,9297	18
<i>logarytmiczno-normalne rozkłady E, GPa</i>					
E _{HPOL_C1}	0,15704	0,25764	3,0635	0,22268	33
E _{HPOL_C2}	0,16902	0,29364	3,2133	0,12051	29
E _{HPOL_A}	0,25233	0,30024	3,1689	0,092851	22
E _{HPOL_B}	0,27341	0,32466	3,133	0,084752	18
<i>normalny rozkład</i>					
E _{HPOL_C1}	0,24666	0,25409	21,9256	4,9862	33
E _{HPOL_C2}	0,13785	0,2959	25,0326	2,9575	29
E _{HPOL_A}	0,29459	0,30053	23,8817	2,3036	22
E _{HPOL_B}	0,31793	0,324983	23,0218	2,0202	18

S, E_{HPOL_A}, H_{HPOL_C2} – wytrzymałość i moduł Younga próbek (HPOL_A) i elementarnej wiązki składowej tkaniny (HPOL_C2) z $L_{BP} = 250$ mm;

S, E_{HPOL_B}, H_{HPOL_C1} – wytrzymałość i moduł Younga próbek (HPOL_B) i elementarnej wiązki składowej tkaniny (HPOL_C1) z $L_{BP} = 120$ mm

Tabela 7.5. Statystyczna analiza wytrzymałości statycznej i modułu Younga wiązek włókien i próbek WMK na podstawie epoksydowej z różną L_{BP}

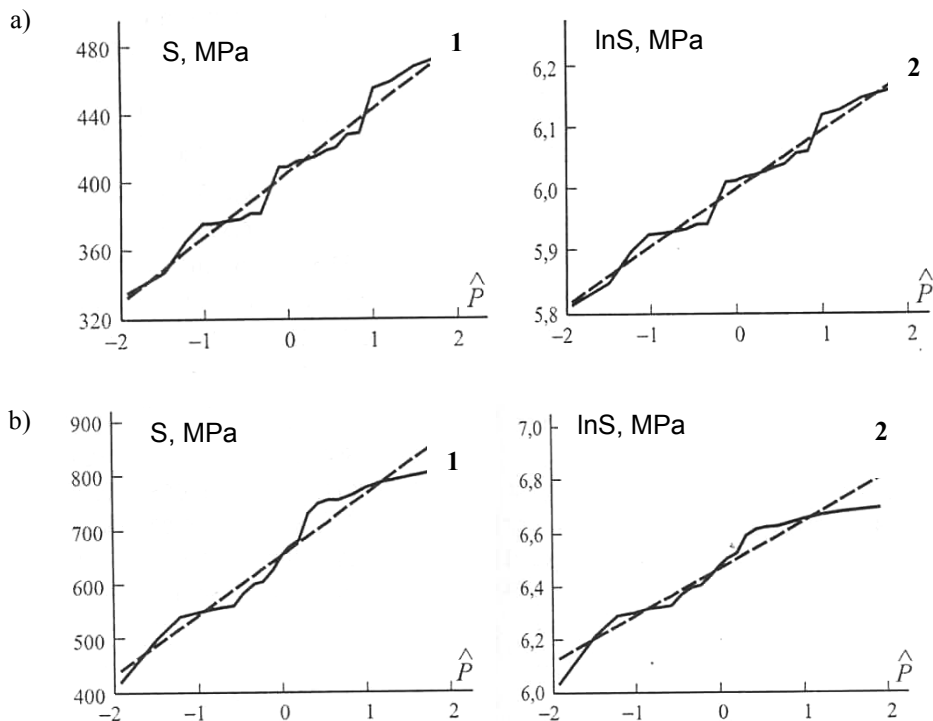
Właściwości mechaniczne wiązek włókien w żywicy i próbek z kompozytu epoksydowego z różną L_{BP}	OSPpT	Calfa	Średnia $S_{stat.}, E$	Odchylenie standardowe	$N_{próbk}$
<i>logarytmiczno-normalny rozkład $S_{stat.}, MPa$</i>					
S_{HEPOXY_C1}	0,27439	0,31162	6,59	0,14987	20
S_{HEPOXY_C2}	0,18322	0,26505	6,5439	0,13653	31
S_{HEPOXY_C3}	0,24046	0,34601	6,4111	0,076333	15
S_{HEPOXY_A}	0,21924	0,29487	6,0758	0,065701	23
S_{HEPOXY_B}	0,14194	0,30321	6,1891	0,059936	21
<i>normalny rozkład $S_{stat.}, MPa$</i>					
S_{HEPOXY_C1}	0,33237	0,33977	573,0166	89,3891	20
S_{HEPOXY_C2}	0,23027	0,26217	621,3026	86,9879	31
S_{HEPOXY_C3}	0,25157	0,34707	610,2328	46,797	15
S_{HEPOXY_A}	0,20613	0,30016	436,0709	28,3748	23
S_{HEPOXY_B}	0,1553	0,30878	487,5612	29,4538	21
<i>logarytmiczno-normalne rozkłady E, GPa</i>					
E_{HEPOXY_C1}	0,30161	0,31136	2,681	0,051224	20
E_{HEPOXY_C2}	0,34004	0,26276	3,3366	0,032427	31
E_{HEPOXY_C3}	0,36118	0,34924	3,3285	0,025142	15
E_{HEPOXY_A}	0,21243	0,29428	3,1187	0,050672	23
E_{HEPOXY_B}	0,23458	0,30164	3,0851	0,072699	21
<i>normalny rozkład E, GPa</i>					
E_{HEPOXY_C1}	0,27588	0,31267	17,8535	0,89356	20
E_{HEPOXY_C2}	0,32463	0,26123	28,1387	0,89524	31
E_{HEPOXY_C3}	0,37838	0,34558	27,906	0,71101	15
E_{HEPOXY_A}	0,20497	0,29609	22,6452	1,1382	23
E_{HEPOXY_B}	0,22871	0,30602	21,9248	1,5821	21

$S, E_{HEPOXY_A, HEPOXY_C2}$ – wytrzymałość i moduł Younga próbek (HEPOXY_A) i elementarnej wiązki składowej tkaniny (HEPOXY_C2) z $L_{BP} = 250$ mm

$S, E_{HEPOXY_B, HEPOXY_C1}$ – wytrzymałość i moduł Younga próbek (H HEPOXY_B) i elementarnej wiązki składowej tkaniny (HEPOXY_C1) z $L_{BP} = 120$ mm

S, E_{HEPOXY_C3} – wytrzymałość i moduł Younga elementarnej wiązki składowej tkaniny (HEPOXY_C3) z $L_{BP} = 450$ mm

Przyjęto hipotezy o rozkładach normalnym i logarytmiczno-normalnym dla wytrzymałości badanych próbek. Wymagają one analitycznego sprawdzenia. Dlatego zastosowano analizę statystyczną z wykorzystaniem kryterium OSPPT [49]. Dla poziomu istotności $\alpha = 0,05$ metodyka została potwierdzona, gdyż statystyka OSPPt mieści się w kryterium hipotezy Calfa ($OSPPT < Calfa$), czego nie możemy powiedzieć o wartościach E (E_{HEPOXY_C2} i E_{HEPOXY_C3}). Rezultaty tej analizy przedstawiają przykładowe wykresy na rysunku 7.10, które są wizualizacją danych z tabel 7.4 i 7.5.



Rys. 7.10. Sprawdzenie hipotezy normalnego (1) i logarytmiczno-normalnego (2) rozkładu wytrzymałości próbek (a) i wiązek włókien (b) WMK na osnowie poliestrowej z $L_{BP} = 250$ mm

Przedstawienie graficzne zmian wytrzymałości kompozytów bądź wytrzymałości wiązek włókien w funkcji empirycznej gęstości $\hat{P}_i$ [49] pozwalana na ocenę intensywności i zakresu tych zmian. Wartość wielkości $\hat{P}_i$ [4, 5] określa wrażenie:

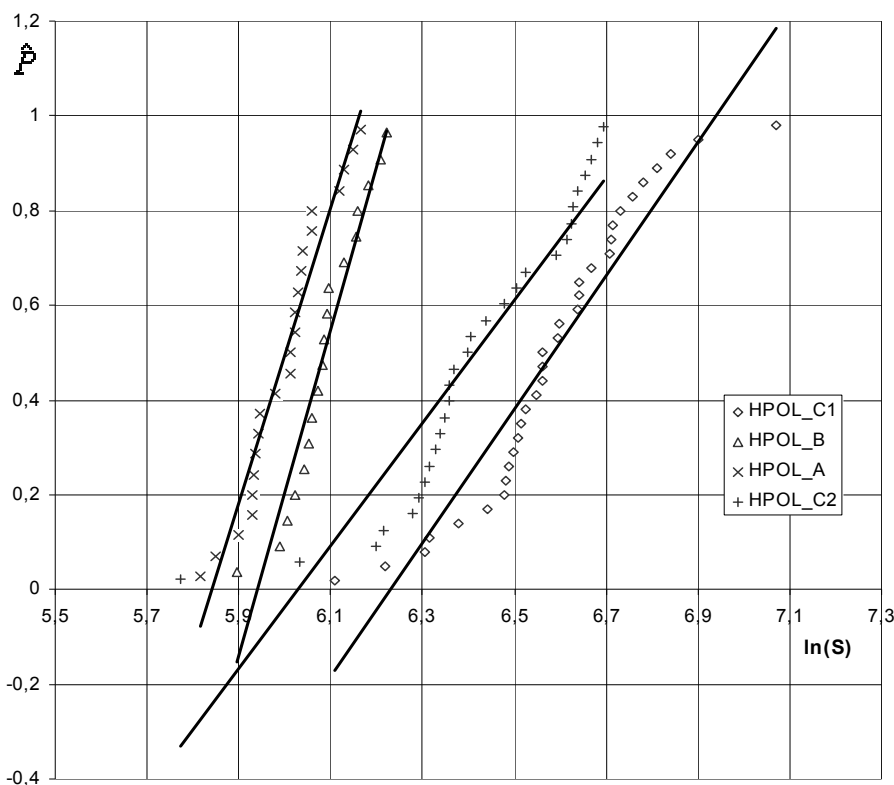
$$\hat{P} = \frac{i - 1/3}{n + 1/3}, \quad (7.1)$$

gdzie:

- i – porządkowy numer oczekiwanej wartości w uporządkowanym zbiorze prób;
- n – wielkość całkowita zbioru.

Należy wyjaśnić, że w celu uniknięcia pokrywania się wartości eksperymentalnych z rozrzutem dla każdej oczekiwanej wartości (szczególnie przy znaczeniach $\hat{P}$ bliskim lub równym zero czy 1), została dodana wartość 1/3 ze znakiem „minus” do licznika i ze znakiem „plus” do mianownika.

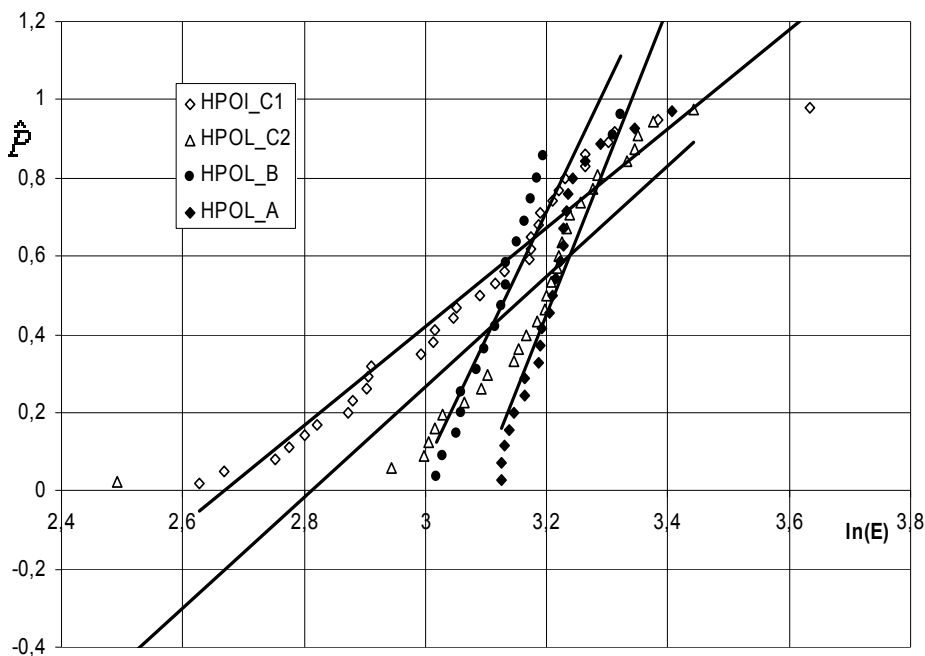
Rysunek 7.11 przedstawia zależność $\hat{P}_i - \ln(S)$ dla próbek kompozytu symetrycznego i wiązek włókien z osnową poliestrową. Wynika z niego, że wytrzymałość wiązek włókien jest znacznie większa (do 80%) od wytrzymałości próbek wykonanych z kompozytu symetrycznego. Widać również, że przedział wytrzymałości próbek z wiązki włókien jest dużo większy od przedziału wartości wytrzymałości dla kompozytu poliestrowego. Jest to spowodowane tym, że nigdy nie można uzyskać dwóch identycznych wiązek włókien aktywnych, gdyż w każdej wiązce znajduje się inna liczba włókien pękniętych, które nie przenoszą obciążenia.



Rys. 7.11. Porównanie wyników badań wytrzymałości na rozciąganie z danymi uzyskanymi z analizy statystycznej kompozytu i wiązki włókien (próbki HPOL)

Powyższe prawidłowości obserwujemy dla zależności $\hat{P}_i - \ln E$ (rys. 7.12). Zmniejszenie bazy pomiarowej o połowę, w tej samej serii próbek (tj. od 150 do 80 mm) zwiększyło średnią wytrzymałość o 10% (tabela 7.4, kolumna 4), pogarszając

o 3% moduł Younga. Wynika to z większego prawdopodobieństwa pojawienia się defektów w dłuższej próbce, niż w próbce krótszej. Podobne zjawisko obserwujemy dla średniej wytrzymałości wiązek włókien, gdzie wytrzymałość polepszyła się o 12% (tab. 7.4). Można to określić jako efekt skali. Obserwujemy również, że odchylenia wartości wytrzymałości uzyskanych z badań od linii regresji są, w dużej części próbek, większe dla wiązek włókien niż dla kompozytów, co ma uzasadnienie jak wyżej, a czego nie możemy powiedzieć o module Younga (rys. 7.12).

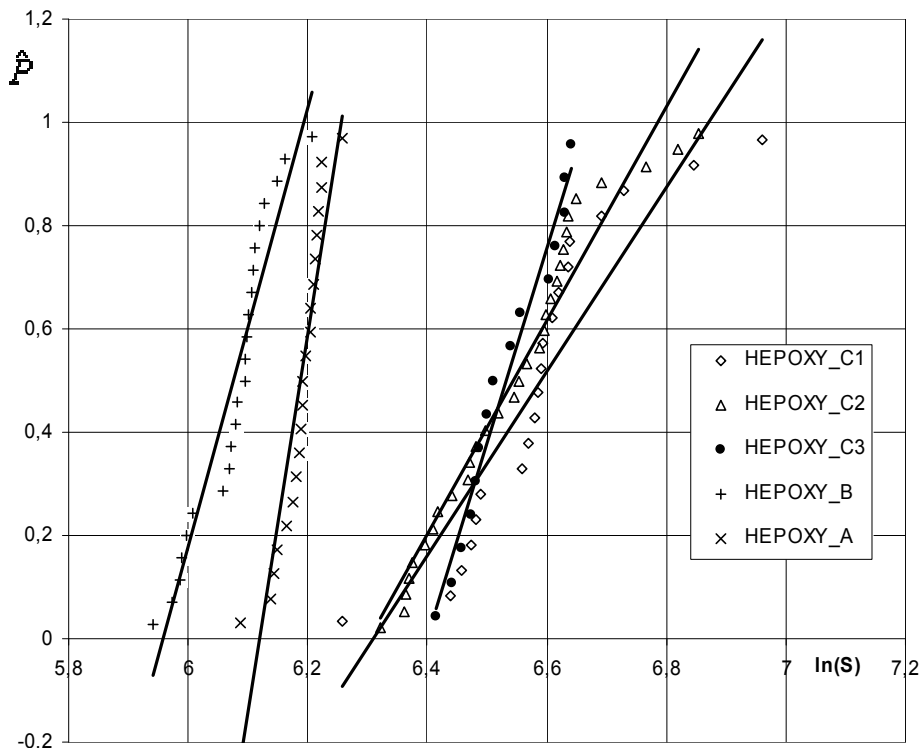


Rys. 7.12. Porównanie wyników badań modułu Younga z danymi uzyskanymi z analizy statystycznej kompozytu i wiązki włókien

Pewne różnice w zależności $\hat{P}_i - \ln(S)$ występują dla próbek kompozytu niesymetrycznego na osnowie epoksydowej, jak i wiązek włókien w tej samej żywicy. Ilustruje to rysunek 7.13. Wynika z niego, że podobnie jak dla osnowy poliestrowej wytrzymałość próbek z kompozytu niesymetrycznego jest mniejsza niż wytrzymałość wiązki włókien o około 30 i 15% odpowiednio dla próbek z bazą pomiarową 250 i 120 mm.

Przedziały rozrzutu wytrzymałości dla wiązek włókien, jak i dla kompozytu niesymetrycznego o osnowie epoksydowej, są podobne jak dla kompozytu symetrycznego i z osnową poliestrową. Na rysunku 7.13 widać, że przebieg linii regresji dla próbek HEPOXY_C3 odbiega od charakteru linii regresji dla próbek HEPOXY_C1 i HEPOXY_C2. Autor nie znajduje uzasadnienia dla występujących powyższych różnic oprócz efektu skali i technologii wykonania próbek. Niestabil-

ność zmian charakterystyk wytrzymałościowych świadczy o tym, że metoda formowania ręcznego (kompozyt niesymetryczny o osnowie epoksydowej) nie daje gwarancji powtarzalności wyników, czego nie obserwujemy przy określeniu wytrzymałości dla próbek formowanych metodą worka próżniowego (rys. 7.11).



Rys. 7.13. Porównanie wyników badań wytrzymałości na rozciąganie z danymi uzyskanymi z analizy statystycznej dla kompozytu i wiązki włókien

Do oceny jakości technologii wytwarzania kompozytów stosuje się, zgodnie z literaturowymi informacjami, statystyczną teorię „najsłabszego ogniwa” (ang. *weakest link theory*) opartą na funkcji rozkładu Weibulla [256]:

$$F(x) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{x - x_u}{x_0} \right)^m \right], \quad (7.2)$$

lub też w postaci prawdopodobieństwa przetrwania $P_s(\sigma)$ opisanego funkcją:

$$P_s(\sigma) = 1 - \exp \left[-V \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m \right], \quad (7.3)$$

gdzie:

x_u – parametr położenia;

x_0 – jest parametr skali;

σ_0 – charakterystyczna wytrzymałość, będąca wartością wytrzymałości dla jednostki objętości;

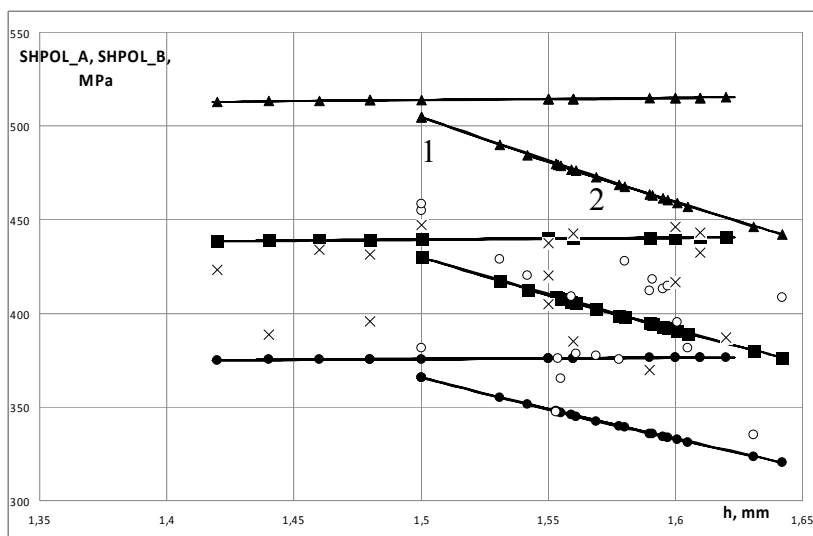
σ_u – wartość progowa, poniżej której zniszczenie nie występuje;

M – parametr kształtu (tzw. moduł Weibulla), określony zależnością $m \cong 1,2 \frac{\bar{x}}{\bar{\sigma}}$ (istnieje wiele procedur statystycznych pozwalających na określenie tego modułu);

$\bar{\sigma}$ – odchylenie standardowe;

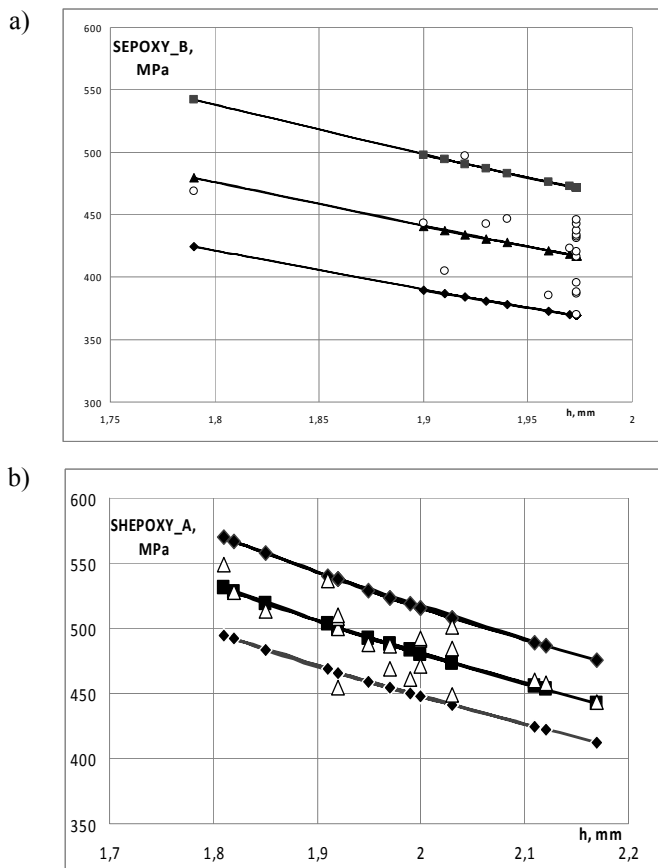
$\bar{x}$ – średnia arytmetyczna dla danej populacji próbek.

Wykonane doświadczenia, jak i prace [36, 177, 178], pozwalają stwierdzić, że dla kompozytów warstwowych, przy analizie ich charakterystyk, lepiej jest korzystać z hipotez o normalnym i logarytmiczno-normalnym rozkładzie wartości. Rozkład eksperymentalnych wartości wytrzymałości próbek z kompozytu symetrycznego o osnowie poliestrowej przedstawia rysunek 7.14.



Rys. 7.14. Granice ufności średniej wytrzymałości WMK na osnowie poliestrowej z L_{BP} 120 mm (1) i 250 mm (2)

Zaznaczono na nim górną i dolną granicę ufności oraz jej średnią wartość. Z rysunku wynika, że dla próbek o mniejszej bazie pomiarowej ($L_{BP} = 120$ mm) niewielka zmiana grubości próbki, praktycznie nie wpływa na wartość średniej wytrzymałości na rozciąganie kompozytu, czego nie można powiedzieć o próbkach o osnowie epoksydowej (rys. 7.15).



Rys. 7.15. Granice ufności średniej wytrzymałości WMK na osnowie żywicy epoksydowej z L_{BP} 120 mm (a) i 250 mm (b)

Inaczej sytuacja wygląda dla próbek o bazie dwukrotnie większej. Nawet niewielka zmiana grubości próbki znacząco wpływa na wartość wytrzymałości próbki. Wynika to z faktu, że dłuższa baza pomiarowa próbki posiada więcej imperfekcji będących powodem jej osłabienia. Wielkość tej zmiany dla badanych próbek wyniosła nie więcej niż 15 i 14% odpowiednio dla próbek o osnowie poliestrowej i epoksydowej.

Poprawność zaproponowanych przedziałów ufności dla średniej wytrzymałości WMK o poliestrowej i epoksydowej osnowie i różnej L_{BP} zweryfikowano (tab. 7.6) poprzez kryterium Smirnowa–Kolmogorowa (S–K), czyli z rozkładu charakteryzującego się maksymalną różnicą wielkości doświadczalnych $F^*(x)$ i teoretycznych $F(x)$ danych w funkcji rozkładu [33, 49, 248]:

$$D_n = \sup |F^*(x) - F(x)| = \max |D_n^+, D_n^-|, \quad (7.4)$$

gdzie:

$$D_n^+ = \max_{1 \leq i \leq n} \left(\frac{i}{n} - F_i \right) \quad - \text{ górna granica;}$$

$$D_n^- = \max_{1 \leq i \leq n} \left(F_i - \frac{i-1}{n} \right) \quad - \text{ dolna granica;}$$

n_i – ilość znaczeń w zbiorze;

$F(x)$ – funkcja rozkładu.

Jeśli otrzymana wartość D^* , (D – patrz: kolumna 4 w tabeli 7.6) nie spełni któregoś z warunków zawartych w pracy [248], to przyjęty przez nas rozkład dla n eksperymentalnych danych jest niesłuszny. W naszym przypadku dla obu materiałów założony warunek jest spełniony.

Tabela 7.6. Parametry obróbki statystycznej średniej wytrzymałości WMK na osnowie poliestrowej i epoksydowej z różnymi L_{BP}

Lp.	Wytrzymałość próbek z różną L_{BP}	n próbek	D^*	Średnia, $S_{stat.}$ MPa	Dyspersja	Odchylenie standardowe	Kryterium S-K [49]
<i>$S_{stat.}$ kompozytu warstwowego na osnowie poliestrowej</i>							
1.	S_{HPOL_A}	23	0,125871	6,0005	0,007999	0,09145	$0,604629 < 0,99$
2.	S_{HPOL_B}	18	0,112625	6,0861	0,006402	0,082331	$0,469043 < 0,99$
<i>$S_{stat.}$ kompozytu warstwowego na osnowie epoksydowej</i>							
3.	S_{HEPOXY_A}	23	0,113879	6,0758	0,003421	0,065701	$0,516735 < 0,99$
4.	S_{HEPOXY_B}	21	0,135569	6,1891	0,004986	0,059936	$0,60825 < 0,99$

7.3.2. Ograniczenia w planowaniu doświadczenia

Klasyczna teoria eksperymentu ma podstawy bazujące na rachunku prawdopodobieństwa. Ujęcie aksjomatyczne, zaproponowane np. przez Kołmogorowa, jest całkowicie poprawne na gruncie matematycznym, ale w świecie rzeczywistym następują ograniczenia (liczba próbek, budżet i czas badań). Dodatkowe zakłócenia o charakterze losowym powodują, że uzyskiwane pomiary należy traktować jako zaburzone, przy czym im większa liczba powtórzeń, tym lepsze oszacowanie zakłóceń.

W niektórych przypadkach, gdy ma się do czynienia z produkcją małoseryjną (czy jednostkową), szacowanie jest często przeprowadzane przy pomocy panelu ekspertów (np. przeprowadzana przez NASA ocena ryzyk występujących w trakcie lotów promów kosmicznych). Takie podejście jest sprzeczne z koniecznością wiarygodnego szacowania rozkładów zmiennych losowych.

Powstaje więc pytanie: jak te zaburzenia struktury planu wpłyną na jakość uzyskiwanych analiz? Tradycyjne modele prognostyczne w postaci aproksymacji szeregu Taylora (wielomianu) są narzędziem wystarczającym w przypadku małych zakresów, a bezradne w przypadku większych zakresów zmienności wielkości wejściowych (wskutek wielomodalności czy okresowości).

Największą trudnością w praktyce przemysłowej jest ogromna złożoność formalizmu matematycznego teorii eksperymentu i zalew danych liczbowych występujący w raportach obliczeniowych. Fachowiec nie ma możliwości na studiowanie subtelności matematycznych czy procedur wspomagających, lecz oczekuje krótkich odpowiedzi, które mimo wszystko nie zastąpią znajomości zagadnienia. W niniejszym rozdziale starano się sformułować i przedstawić skrócony plan doświadczeń, koniecznych do oszacowania parametrów wytrzymałościowych, które będą podstawą do budowy modelu według teorii łańcuchów Markowa dla kompozytu warstwowego. Przedstawiono przebieg prac w typowej procedurze planowania i analizy doświadczeń, użyteczną przy tak szybkim rozwoju technologii, który stwarza potrzebę nowych i bardziej przejrzystych procedur oceny tych parametrów.

7.4. Podsumowanie

W wyniku przeprowadzonych badań:

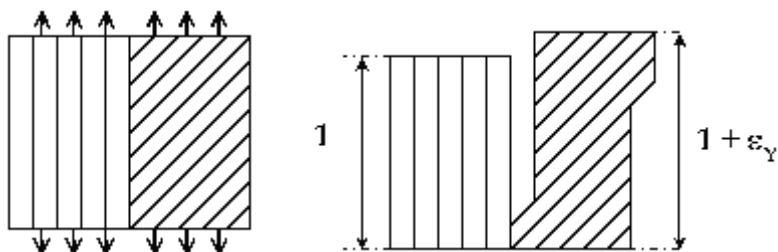
1. Stwierdzono, że wytrzymałość jak i rozrzut wytrzymałości wiązek włókien są znacznie większe od odpowiednich charakterystyk próbek wykonanych z WMK o osnowie polimerowej.
2. Potwierdzono (kryterium hipotezy OSPPT dla poziomu istotności $\alpha = 0,05$) słuszność przyjęcia hipotez o normalnym i logarytmiczno-normalnym rozkładzie wartości naprężeń normalnych dla wiązek włókien zatopionych w żywicy oraz próbek otrzymanych z WMK z różną L_{BP} badanych materiałów.
3. Stwierdzono możliwość prześledzenia, korzystając z zaproponowanej analizy statystycznej, zmiany wytrzymałości statycznej, z uwzględnieniem zjawisk wynikających ze zmiany bazy pomiarowej próbek (efekt skali, destrukcję, rozwarstwienia).
4. Zaobserwowano niestabilność zmian charakterystyk wytrzymałościowych próbek wykonanych metodą kontaktową, co świadczy o tym, że metoda formowania ręcznego (kompozyt niesymetryczny) nie daje gwarancji powtarzalności wyników, czego nie obserwujemy przy formowaniu próbek metodami formowania „infuzyjnego pod próżnią” (RTM, worka próżniowego, czy infuzji).
5. Stwierdzono, że metoda statystyczna wymaga dalszych prac weryfikacyjnych polegających na zróżnicowaniu i rozszerzeniu bazy danych (zwiększeniu ilości danych eksperymentalnych) z uwzględnieniem jakości i architektury materiału, i może być podstawą do budowy modelu według teorii łańcuchów Markowa dla kompozytu warstwowego.

8. INTERPRETACJA MODELU AKUMULACJI ZNISZCZEŃ ZMĘCZENIOWYCH WEDŁUG TEORII ŁAŃCUCHÓW MARKOWA

Skończone łańcuchy Markowa stanowią najprostszy, lecz zarazem najbardziej podstawowy przykład ciągu złożonych zmiennych losowych. Terminem „łańcuch” określa się przypadek dyskretnego parametru czasowego, w odróżnieniu od przypadku parametru ciągłego, z którym związany jest termin „proces”. Układ (fizyczny, biologiczny lub społeczny), który w chwilach $n = 1, 2, \dots$ jest w jednym ze „stanów” $1, \dots, r$, oznaczony jest przez $X(n)$, jako stan układu w chwili n . Założenie, że ewolucja układu ma charakter probabilistyczny (równoważnie: stochastyczny albo losowy) oznacza, że nie znamy kolejnych stanów $X(0), X(1), \dots$, a tylko prawdopodobieństwa $P(X(0) = i_0, \dots, X(n) = i_n)$ dla wszystkich skończonych ciągów stanów $i_0, \dots, i_n$. Zbiór tych prawdopodobieństw zwany jest zasadą ewolucji układu. Wybrane prawdopodobieństwa mogą tworzyć prawdopodobieństwa warunkowe. Zmienne losowe, czy wektory losowe opisują zjawiska statyczne, podczas gdy procesy stochastyczne opisują pewne zjawiska i procesy zmieniające się w czasie.

8.1. Założenia modelu zmęczeniowego

Jedną z klas procesów stochastycznych opisujących wędrówkę zmiennej losowej po pewnym dyskretnym zbiorze, jak wcześniej wspomnieliśmy, są łańcuchy Markowa. W modelu bazującym na teorii łańcucha Markowa [53] przyjęto, że zniszczenie zmęczeniowe próbki zachodzi po zniszczeniu pewnej krytycznej mikroobjętości (KMO) złożonej z podłużnych włókien, czy wiązek z włókien (pracujących w zakresie sprężystym) i kruchej matrycy (rys. 8.1), w której deformacje plastyczne akumulują się podczas cyklicznego obciążania. KMO obejmuje zatem matrycę oraz pozostałe warstwy włókien o kącie ułożenia różnym niż włókna pracujące wzdłuż obciążenia.



Rys. 8.1. Model KMO kompozytu przed i po usunięciu obciążenia (opis w tekście)

Oprócz tego w modelu przyjęto, że w wyniku cyklicznego obciążania liczba r pracujących w zakresie sprężystym elementów w KMO, zdolnych do przejścia naprężenia, zmniejsza się o wartość r_R powodując zniszczenie elementów pracujących wzdłuż włókien, aż do powolnego zniszczenia próbki.

Zakreskowana pod kątem 45° liniami objętość na rysunku 8.1 symbolizuje akumulację nieodwracalnych plastycznych deformacji. Zanim deformacja plastycznej części próbki osiągnie wartość ε_Y , to pracujące włókna w zakresie sprężystym i krucha matryca pracują razem. Po usunięciu obciążenia w próbce powstają wewnętrzne naprężenia: rozciąganie w sprężystej i ściskanie w plastycznej części próbki. Jeśli deformacja przekroczy poziom ε_Y , następuje zniszczenie KMO (złożonej z podłużnych włókien, czy wiązek z włókien pracujących w zakresie sprężystym), i w konsekwencji całej próbki. To graficzne przedstawienie materiału nosi charakter symboliczny. Bardziej obrazowo opisuje on metale, gdzie akumulacja naprężeń plastycznych jest związana z płynięciem (dla metali – przesunięcie po płaszczyznach poślizgu). Założymy, że każdy przypadek płynięcia, w opisie matematycznym, prowadzi do odpowiednich zmian w sieciach Markowa (MS), a w opisie fizycznym – do pojawienia się stałego plastycznego odkształcenia ε_{Y1} . Zniszczenie KMO odbywa się po akumulacji krytycznej liczby r_Y , tj. po akumulacji krytycznych odkształceń plastycznych: $\varepsilon_{YC} = \varepsilon_{Y1} r_Y$, gdzie r_Y , a zatem i ε_{YC} są parametrami modelu. Ponieważ elementy w częściach pracujących w zakresie sprężystym i plastycznym tworzą jedność, podlegają wspólnej deformacji, akumulacja plastycznego odkształcenia (nieodwracalna deformacja części pracującej w zakresie plastycznym) prowadzi do pojawienia się naprężeń resztkowych (naprężeń rozciągających w sprężystej części próbki, a naprężeń ściskających w części plastycznej próbki).

Proces powolnego zniszczenia próbki będzie interpretowany jako stacjonarny łańcuch Markowa, którego stany są określone poprzez liczbę zniszczonych, wzdłużnych elementów i liczbę granic plastyczności. Matrycę transformacji prawdopodobieństwa możemy przedstawić jako zbiór $(r_Y + 1)$ bloków o $(r_R + 1)$ stanach wewnątrz każdego z nich. Wprowadzimy indeksy i i j stanów wejścia i wyjścia, wyrażone odpowiednio za pomocą lokalnych indeksów i_Y, i_R, j_Y, j_R wzorami:

$$i = (r_R + 1)(i_Y - 1) + i_R; \quad j = (r_R + 1)(j_Y - 1) + j_R, \quad (8.1)$$

Tabela 8.1 przedstawia przykład symbolicznego wypełnienia matrycy gdy $r_Y = r_R = 2$. W tym przypadku zniszczenie próbki odbywa się jeśli mamy zniszczone dwa elementy (1) pracujące wzdłuż osi włókien czy wiązek włókien (przypadek A), lub dwa zniszczenia spowodowane osiągnięciem granicy plastyczności (2) elementów w stanie plastycznym (przypadek B), albo przypadki A i B zachodzące jednocześnie. Powyższe wydarzenia odpowiadają przejściowym (pochłaniającym) stanom w łańcuch Markowa.

Tabela 8.1. Przykład struktury matrycy transformacji prawdopodobieństw

		j_Y	1			2			3		
		j_R	1	2	3	1	2	3	1	2	3
i_Y	i_R	$i \setminus j$	1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	1	1	$p_{R0}p_{Y0}$	$p_{R1}p_{Y0}$	$p_{R2}p_{Y0}$	$p_{R0}p_{Y1}$	$p_{R1}p_{Y1}$	$p_{R2}p_{Y1}$	$p_{R0}p_{Y2}$	$p_{R1}p_{Y2}$	$p_{R2}p_{Y2}$
	2	2	0	$p_{R0}p_{Y0}$	$p_{R1}p_{Y0}$	0	$p_{R0}p_{Y1}$	$p_{R1}p_{Y1}$	0	$p_{R0}p_{Y2}$	$p_{R1}p_{Y2}$
	3	3	0	0	1	0	0	0	0	0	0
2	1	4	0	0	0	$p_{R0}p_{Y0}$	$p_{R1}p_{Y0}$	$p_{R2}p_{Y0}$	$p_{R0}p_{Y1}$	$p_{R1}p_{Y1}$	$p_{R2}p_{Y1}$
	2	5	0	0	0	0	$p_{R0}p_{Y0}$	$p_{R1}p_{Y0}$	0	$p_{R0}p_{Y1}$	$p_{R1}p_{Y1}$
	3	6	0	0	0	0	0	1	0	0	0
3	1	7	0	0	0	0	0	0	1	0	0
	2	8	0	0	0	0	0	0	0	1	0
	3	9	0	0	0	0	0	0	0	0	1

W przedstawionym przykładzie $[(r_Y + 1)(r_R + 1) = 9]$ posiadamy 9 takich stanów. Symbole p_{R0} , p_{R1} , oznaczają prawdopodobieństwa zniszczenia odpowiadającej liczbie elementów (rigid) pracujących w zakresie sprężystym (sztywnych – przypadek A), a p_{Y0} , p_{Y1} , prawdopodobieństwa odpowiednich liczb elementów, w których osiągnięta została granica plastyczności (yielding – przypadek B). Zakładamy, iż liczba zniszczonych elementów pracujących w zakresie sprężystym po jednym kroku, ma rozkład binominalny. Jeśli pozostało n_R nadal nie zniszczonych elementów, to prawdopodobieństwo zniszczenia k_R dodatkowych elementów określamy wzorem:

$$p_R(i, j) = \binom{n_R}{k_R} \left(F_R(S_R(i_R, i_Y)) \right)^{k_R} \left(1 - F_R(S_R(i_R, i_Y)) \right)^{n_R - k_R}, \quad (8.2)$$

gdzie:

$$i = (r_R + 1)(i_Y - 1) + i_R; \quad j = (r_R + 1)(i_Y - 1) + j_R \quad n_R = r_R - i_R, \quad k_R = j_R - i_R$$

przy $0 \leq k_R \leq n_R$, $1 \leq n_R \leq (r_R - 1)$

$F_R(.)$ – skumulowana funkcja rozkładu (cdf – liczb losowych) wytrzymałości elementów pracującej w zakresie sprężystym;

$S_R(i_R, i_Y)$ – naprężenie w części pracującej w zakresie sprężystym, gdy proces znajduje się w stanie i .

Prawdopodobieństwo, że przy tym samym stanie procesu, dodatkowa liczba elementów z osiągniętą granicą plastyczności (przypadek B) będzie równa k_Y , można opisać analogicznym wzorem:

$$p_Y(i, j) = \binom{n_Y}{k_Y} \left(F_Y(S_Y(i_R, i_Y)) \right)^{k_Y} \left(1 - F_Y(S_Y(i_R, i_Y)) \right)^{n_Y - k_Y}, \quad (8.3)$$

gdzie:

- $n_Y = r_Y - i_Y, 1 \leq k_Y = j_Y - i_Y$ przy $0 \leq k_Y \leq n_Y, 1 \leq n_Y \leq (r_Y - 1)$,
- $F_Y(\cdot)$ – funkcja rozkładu cdf odpowiednich liczb elementów, w których osiągnięta została granica plastyczności;
- r_Y – krytyczna liczba elementów, w których osiągnięta została granica plastyczności;
- j_Y – liczba elementów, w których osiągnięta została granica plastyczności;
- $(j_Y - 1)$ – liczba określająca przypadek B;
- $S_Y(i_R, i_Y)$ – naprężenie w zakresie plastycznym, z określoną liczbą elementów, które osiągnęły granicę plastyczności $(j_Y - 1)$, i zostały w zakresie plastycznym zniszczone $(j_R - 1)$.

Założymy również, dla punktów pracujących w zakresie plastycznym rozkład logarytmiczno-normalny:

$$F_X(x) = \Phi((x - \theta_0) / \theta_1), \quad F_Y(y) = \Phi((y - \theta_0) / \theta_1), \quad (8.4)$$

gdzie:

- X, Y – granica wytrzymałości elementów pracujących w zakresie sprężystym i granica plastyczności pracujących elementów w zakresie plastycznym (w logarytmicznych skalach);
- θ_0, θ_1 – parametry rozkładu wytrzymałości (średnia i odchylenie standardowe);
- $\Phi(\cdot)$ – funkcja o standardowym normalnym rozkładzie.

8.1.1. Lokalne naprężenia

Lokalne naprężenie w modelu określono na podstawie liczby zniszczonych elementów, pracujących w zakresie sprężystym (przypadek A), określonej poprzez funkcję normalnego naprężenia oraz liczby elementów, które osiągnęły stan plastyczny (przypadek B: granic plastyczności). Przyjęto, że początkowa wartość przekroju jest równa f ($f = f_R + f_Y$), gdzie f_R, f_Y są odpowiednio przekrojami poprzecznymi części pracującej w zakresie sprężystym i plastycznym. Procentowe określenie ilości pracujących elementów w części sprężystej do plastycznej określa struktura KMO.

Przypomnijmy, że plastyczną częścią modelu jest struktura KMO kompozytu z wyjątkiem sprężystych elementów. Natomiast względną wartość powierzchni części sprężystej f_R ($f_Y = 1 - f_R$) przyjmujemy jako stałą materiałową z literatury [132].

Po zniszczeniu i elementów pracujących w zakresie sprężystym, nowa wartość tego przekroju przyjmie postać $f_{Ri} = f_R(1 - i/r_R)$. Liczba kruchych elementów w mikroobjętości różni się od krytycznej liczby r_R po osiągnięciu zniszczenia KMO z uwzględnieniem struktury kompozytu. Pole przekroju poprzecznego części pracującej w zakresie plastycznym nie zmienia się, ale jej długość zależy od liczby elementów, które osiągnęły granicę plastyczności. Jeśli obie części pracują w zakresie sprężystym, to równanie równowagi i kompatybilności (zgodności deformacji) możemy zapisać:

$$\begin{cases} S_R \cdot f_R + S_Y \cdot f_Y = S \cdot f, \\ \frac{S_R}{E_R} = \frac{S_Y}{E_Y}, \end{cases} \quad (8.5)$$

gdzie:

S – średnie normalne naprężenie;

E – moduł sprężystości, gdzie indeksy R i Y oznaczają odpowiednio części pracujące w zakresie sprężystym i plastycznym.

Jeśli długości obu przekrojów są równe to równanie ma postać:

$$S_R = S \cdot f / (f_R + f_Y \cdot E_Y / E_R) \quad (8.6)$$

$$S_Y = S \cdot f / (f_Y + f_R \cdot E_R / E_Y) \quad (8.7)$$

W przypadku, jeśli zdarzyło się zniszczenie elementu pracującego w zakresie plastycznym, to w miejsce początkowej długości w części plastycznej $l_Y = 1$ podstawiamy wartość $l_Y = (1 + \varepsilon_Y)$. Wówczas w obu częściach próbki, przy zerowych obciążeniach zewnętrznych, określa się z układu równań maksymalne naprężenie:

$$\begin{cases} \Delta S_R \cdot f_R = \Delta S_Y \cdot f_Y, \\ 1 + \frac{\Delta S_R}{E_R} = (1 + \varepsilon_Y) \left(1 - \frac{\Delta S_Y}{E_Y} \right). \end{cases} \quad (8.8)$$

Rozwiązanie układu równań w zakresie sprężystym umożliwia zapisanie go w postaci:

$$\Delta S_R = E_R \cdot \varepsilon_Y / (1 + (1 + \varepsilon_Y) f_R E_R / f_Y E_Y) \quad (8.9)$$

$$\Delta S_Y = E_Y \cdot \varepsilon_Y / (1 + \varepsilon_Y + f_Y E_Y / f_R E_R) \quad (8.10)$$

Przy założeniu, że wydłużenie części pracującej w zakresie plastycznym jest proporcjonalne do liczby zniszczeń plastycznych (elementów, które osiągnęły granicę plastyczności) otrzymamy:

$$\varepsilon_Y = \varepsilon_{Y1} \cdot (i_Y - 1), \quad i_Y = 1, \dots, r_Y,$$

gdzie:

ε_{Y1} – jest parametrem modelu.

8.1.2. Równanie krzywej zmęzeniowej

Krzywą zmęzeniową określamy poprzez zmianę numeracji stanów matrycy. Wówczas matryca transformacji prawdopodobieństw przyjmuje postać:

$$P = \begin{bmatrix} Q & R \\ 0 & I \end{bmatrix}, \quad (8.11)$$

gdzie:

- Q – macierz stochastyczna opisującą prawdopodobieństwo transformacji tylko wśród stanów przejściowych;
- I – macierz jedności;
- 0 – macierz zawierająca zera;
- R – macierz opisująca prawdopodobieństwo transformacji ze stanów przejściowych do stanów absorbujących w jednym kroku.

Jeśli proces zaczyna się w stanie pierwszym, funkcja rozkładu liczby kroków w łańcuch Markowa jest stanem pochłaniającym (T), co zapiszemy w postaci zależności:

$$F_T(t, S, \eta) = aP^t b, \quad t = 1, 2, 3, \dots, \quad (8.12)$$

gdzie:

- a – wiersz wektora macierzy o strukturze $(1, 0, 0, \dots, 0)$;
- b – wektor kolumnowy typu $(0, 0, \dots, 0, 1)'$, o liczbie elementów jedynekowych równej ilości stanów pochłaniających;
- S – maksymalne (nominalne) obciążenia cyklu;
- $\eta = (r_Y, r_R, \varepsilon_{Y1}, \dots)$ – parametr wektorowy (jego elementy są parametrami funkcji rozkładu granicy sprężystości i plastyczności, ...).

Zakładamy, że obciążenia mają charakter cykliczno-pulsacyjny. W ogólnym przypadku, można założyć, że jeden krok w łańcuchu Markowa odpowiada k_M cyklom (wówczas k_M jest też komponentem wektora η).

Stosując zależności teorii skończonych łańcuchów Markowa [79] otrzymujemy, że wektor kolumnowy średnich ilości kroków przed transformacją (przejściem), której składowe przejścia odpowiadają różnym stanom początkowym, można wyrazić zależnością:

$$\tau = N \cdot \xi, \quad (8.13)$$

gdzie:

$N = (I - Q)^{-1}$ – macierz podstawowa (fundamentalna) prawdopodobieństw różnych stanów początkowych; określa wartość oczekiwaną i wariację czasu absorpcji;

ξ – wektor kolumnowy wypełniony 1;

z wektorem wariancji:

$$\tau_2 = (2N - I)\tau - \tau_{sq}, \quad (8.14)$$

gdzie:

$$\tau_{sq}(i) = (\tau(i))^2, i \in I_A,$$

I_A – ciąg indeksów stanów nieodwracalnych.

Macierz prawdopodobieństwa w stanie pochłaniającym ma postać:

$$B = \{B_{ij}\} = NR, \quad (8.15)$$

gdzie:

B_{ij} – prawdopodobieństwo w stanie pochłaniającym procesu przy j -tym stanie transformacji, jeśli stan początkowy jest i -tym stanem nieodwracalnym.

Powyższe zależności (wzory) w pełnym zakresie są ważne w określonym programie obciążeń. W realizacji obciążania przy stałej wartości parametrów naprężenia cyklicznego, interesują nas tylko pierwsze składniki wektorów τ i τ_2 oraz pierwszy wiersz macierzy B , co odpowiada początkowi łańcucha Markowa od pierwszego stanu nieodwracalnego. Składniki pierwszego wiersza macierzy B pokazują prawdopodobieństwo różnych typów destrukcji (elementów pracujących w zakresie sprężystym, z niedopuszczalnym wydłużeniem próbki w zakresie plastycznym, lub w warunkach kombinacji tych czynników niszczących).

Wytrzymałość zmęczeniowa $t_p(S)$ określa liczbę cykli, która odpowiada prawdopodobieństwu p destrukcji przy początkowym naprężeniem normalnym S (krzywa zmęczenia) poprzez zależność:

$$t_p(S) = k_M F_{T_A}^{-1}(p; S, \eta) \quad (8.16)$$

Natomiast określenie cdf umożliwia obliczenie średniej zmęczeniowej $E(T(S))$ przy dowolnym S_j , co w konsekwencji pozwala dość dokładnie odtworzyć krzywą zmęczeniową mając eksperymentalne dane. Dla oceny parametru η została zastosowana nieliniowa metoda najmniejszych kwadratów lub metoda maksymalnych prawdopodobieństw [175, 245].

8.1.3. Rozkład granic zmęczeniowych przy ograniczonej liczbie cykli

Macierz $F(x)$ jest funkcją S , w postaci:

$$F_{\sigma_t}(x) = aP^t b, \quad (8.17)$$

gdzie:

- $x = S$ – prawdopodobieństwo zniszczenia próbki po t krokach cykli ($k_M t$);
- k_M – liczba cykli równoważna jednemu krokowi MS przy naprężeniu równym S , określają funkcje rozkładu wytrzymałości resztkowej (w tym przypadku granicę zniszczenia przy ustalonej ograniczonej liczbie cykli ($k_M t$), wyznaczoną w testach zmęczeniowych).

8.1.4. Rozkład wytrzymałości resztkowej

Wektor prawdopodobieństwa w postaci łańcucha Markowa po obciążeniu (S_1, n_1) , tj. po n_1 krokach z naprężeniem S_1 , określa się jako:

$$\pi_{S_1 n_1} = (1, 0, \dots) P_1^{n_1} \quad (8.18)$$

Wytrzymałość resztkowa σ_{n_1} po obciążeniu (S_1, n_1) , tj. po n_1 krokach o naprężeniu S_1 , jest mierzona tylko na próbkach niezniszczonych. Odpowiadające składowe wektora rozkładu prawdopodobieństwa niezaabsorbowanych (nieodwracalnych) stanów łańcucha Markowa to:

$$\pi_{S_1 n_1}^*(k) = \pi_{S_1 n_1}(k) / \sum_{m=1}^{m^*} \pi_{S_1 n_1}(m), \quad (8.19)$$

gdzie:

- $\pi_{S_1 n_1}(k), k = 1, \dots, m^*$ – składowe wektora $\pi_{S_1 n_1}$;
- $m^* = (r_Y + 1)(r_R + 1) - (r_Y + 1 + r_R)$ – całkowita liczba niezaabsorbowanych (nieodwracalnych) stanów.

Ostatnie $(r_Y + 1 + r_R)$ składowych wektora $\pi_{S_1 n_1}^*$, odpowiadające stanom transformacji są równe zero, ponieważ rozpatrywano tylko próbki, które nie zostały zniszczone po wstępnym obciążaniu. Dla takich próbek funkcja rozkładu naprężenia $\sigma_{n_1}^{II}$, przy której ma miejsce przejście w jednym kroku łańcucha Markowa (co odpowiada zniszczeniu próbki w k_M cyklach), przyjmuje formę:

$$F_{\sigma_{n_1}}(x) = \pi_{S_1 n_1}^* P(x) b, \quad (8.20)$$

gdzie:

$x \geq S_1$, $P(x)$ – macierz transformacji prawdopodobieństw przy $S = x$.

Jeśli k_M jest jednością lub jest relatywnie małe, to poniższa zależność (rozkład Weibulla) określa rozkład wytrzymałości reszkowej:

$$F_{X(n)}(x) = 1 - \exp \left(- \left(\frac{x - (n / N)^k \sigma_{\max}}{\beta(1 - (n / N)^k)} \right)^\alpha + \left(\frac{\sigma_{\max}}{\beta} \right)^\alpha \right)$$

gdzie:

α, β – parametry rozkładu cdf (Weibulla): $F(x) = 1 - \exp(-(x / \beta)^\alpha)$.

Określenie „relatywnie małej” należy bardziej dokładnie określić podczas zbierania praktycznych doświadczeń używając modelu przy obróbce danych eksperymentalnych.

W ogólnym przypadku funkcja $F_{\sigma_{n1}}(x)$ określa rozkład konserwatywnego oszacowania wytrzymałości reszkowej, ponieważ zniszczenie w jednym cyklu wymaga większego obciążenia niż w k_M cyklach. Wzory (8.18)–(8.20) można łatwo uogólnić dla przypadku, gdy wytrzymałość reszkową bada się po jakiejś sekwencji obciążeń $(S_1, n_1), (S_2, n_2), \dots, (S_r, n_r)$:

$$\pi_{(S_1, n_1), \dots, (S_r, n_r)} = (1, 0, \dots) P_1^{n_1} \dots P_r^{n_r}, \quad (8.21)$$

$$\pi_{(S_1, n_1), \dots, (S_r, n_r)}^*(k) = \pi_{(S_1, n_1), \dots, (S_r, n_r)}(k) / \sum_{m=1}^{m^*} \pi_{(S_1, n_1), \dots, (S_r, n_r)}(m), \quad (8.22)$$

$$F_{\sigma_{(S_1, n_1), \dots, (S_r, n_r)}}(x) = \pi_{(S_1, n_1), \dots, (S_r, n_r)}^*(x) P(x) b. \quad (8.23)$$

Po obciążeniu (S_2, n_2) z rosnącą wartością naprężeń, kolejnym po „normalnym” obciążeniu (S_1, n_1) , należy założyć w równaniach (8.21)–(8.23) $r = 2$.

8.2. Analiza parametrów wytrzymałościowych kompozytów włóknistych

8.2.1. Modelowanie wytrzymałości zmęczeniowej i wytrzymałości reszkowej kompozytów włóknistych o osnowie epoksydowej

Zadanie opisanie mechanicznych właściwości włókien, wiązek włókien czy samego WMK jest procesem złożonym, który w większości proponowanych modeli uwzględnia tylko początkowe etapy złożoności struktury. Przy przejściu z jednej struktury do drugiej (z włókna do wiązek włókien, ...) obserwuje się w większości przypadkach zmniejszenie wytrzymałości WMK. Historia strukturalnych modeli

przy badaniu wpływu zniszczenia komponentów kompozytu w materiale (takich zjawisk jak pęknięcia włókien w objętości włókien w wiązce, delaminacja, określenie krytycznej objętości, której zniszczenie powoduje utratę trwałości zmęczeniowej, a w konsekwencji całego materiału) dąży do związania charakterystyk komponentów kompozytu z wytrzymałością wyrobu. I pomimo tego, iż wiemy na temat zmęczenia WMK na osnowie polimerowej coraz więcej, próby jednoznacznego opisu fizyki tego zjawiska nie są jednoznaczne.

Degradacja mechaniczna kompozytów polimerowych, zachodząca pod wpływem długotrwałych obciążeń stałych lub zmęczeniowych, wiąże się ze zmianami struktury materiału o zasięgu lokalnym lub obejmującym całą objętość bryły elementu. Na początku obserwuje się nagromadzenie uszkodzeń w komponentach (zniszczenie oddzielnych włókien, wiązek z włókien), pękanie osnowy (poprzez krytyczne naprężenia) oraz rozwój mikropęknięć aż do lawinowego zniszczenia WMK. Mogą też występować odkształcenia plastyczne. W przypadku degradacji, spowodowanej przez długotrwałe obciążenia statyczne i zmęczeniowe o stosunkowo jednorodnym rozkładzie w objętości bryły elementu, zmiany struktury mają charakter ogólny (obejmują znaczne obszary). Zewnętrznym przejawem postępującej degradacji materiału są zmiany jego właściwości obserwowane w skali makroskopowej. Najczęściej stwierdza się spadki wartości współczynników sprężystości i wskaźników wytrzymałości oraz wzrost charakterystyk tarcia wewnętrznego. Czasem występują okresowe wzrosty współczynników sprężystości i wytrzymałości.

Zmiany te mają postać różnego rodzaju nieciągłości [45]. Wszystkie defekty (na końcach włókien w materiale lub w miejscach zniszczenia) powstają wskutek obciążenia. Proces obciążenia konstrukcji czy wyrobu z WMK, charakteryzuje się losowym i dużym rozrzutem wytrzymałości zmęczeniowej.

Dlatego przy przetwarzaniu otrzymanych wyników eksperymentalnych jest niezbędna analiza statystyczna przy określaniu rozkładów i sprawdzeniu przyjętych hipotez wytrzymałościowych komponentów oraz samego WMK.

8.2.2. Modelowanie wytrzymałości zmęczeniowej kompozytów włóknistych z uwzględnieniem procesów Markowa

W rozwiniętym modelu Markowa [177] został zastosowany poissonowski proces do określenia „słabego ogniwa” jako słabej krytycznej mikroobjętości (KMO), którego intensywność zależy od rozmiaru próbki, i jest dana poprzez kumulatywną funkcję rozkładu (kfd) wytrzymałości zmęczeniowej oddzielnej KMO. W odróżnieniu od modelu zawartego w pracy [178], rozpatrywana jest większa liczba mikroobjętości niż jedna. Zniszczenie próbki WMK związane jest ze zniszczeniem chociaż jednej mikroobjętości. Zostało również przyjęte, że KMO pojawiają się niejednocześnie, a stopniowo – poprzez pole zmiennych Poissona. Oznaczając przez X_i ($i = 1, 2, 3, \dots$) czasowe przedziały pojawienia się KMO ($X_1, X_1 + X_2, X_1 + X_2 + X_3, \dots$), to znaczy drugiej, trzeciej i następnych mikroobjętości, przyjmując T_j za wytrzymałość zmęczeniową j -tej KMO dla próbki jako:

$$Y = \min(T_1, T_2 + X_1, T_3 + X_1 + X_2, \dots) \quad \text{lub} \quad Y = \min(T_1, X_1 + Y_1) \quad (8.24)$$

gdzie:

Y i Y_1 – jednakowe funkcje rozkładu [6]: $F_Y(y) = F_{Y_1}(y)$.

8.2.3. Wpływ długości bazy pomiarowej próbki na wytrzymałość zmęczeniową

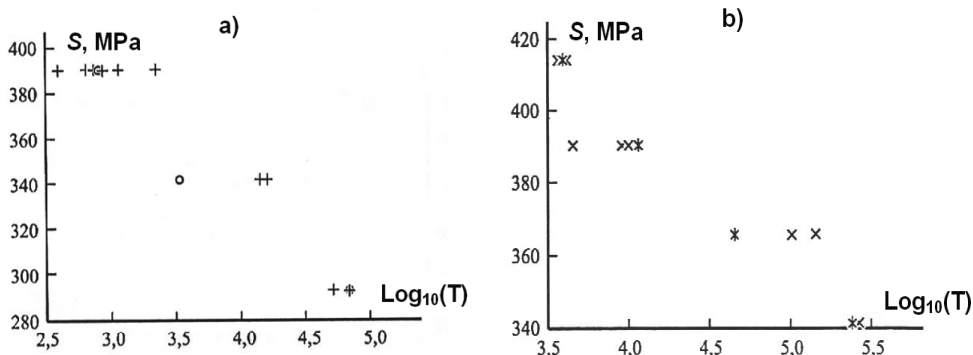
W pracy [178, 257] przedstawiono wyniki WMK na osnowie epoksydowej z 11 i 8 prób zmęczeniowych dla 3 i 4 poziomów obciążeń $K \cdot S_{\text{stat}}$ ($K_{0,1} = 0,6; 0,7; 0,8$ i $K_{0,5} = 0,7; 0,75; 0,8; 0,85$), odpowiednio dla współczynników asymetrii $R = 0,1$ (tab. 8.2) i $R = 0,5$ (tab. 8.3) z bazą pomiarową $L_1 = 60$ mm.

Tabela 8.2. Parametry zmęczeniowe przy $R = 0,1$

Lp.	$S_{\text{HEPOXY_A}} (R = 0,1)$, MPa	N , cykle
1.	292,535	70 000; 52000
2.	341,29	16084; 14300
3.	390,05	2243; 1150; 895; 890; 750; 650; 400

Tabela 8.3. Parametry zmęczeniowe przy $R = 0,5$

Lp.	$S_{\text{HEPOXY_A}} (R = 0,5)$, MPa	N , cykle
1.	341,29	265000
2.	365,67	101800; 146500
3.	390,05	4500; 9200; 10000
4.	414,42	4100; 3650



Rys. 8.2. Eksperymentalne (+, x) i szacowane (O, *) wyniki badań w układzie $S - T$; WMK na osnowie epoksydowej [0/45/0] z bazą pomiarową $L_1 = 60$ mm przy współczynniku asymetrii $R = 0,1$ (a) i $R = 0,5$ (b) od liczby cykli w log skali [32, 40]

Eksperymentalne (+) i szacowane (O) wartości wytrzymałości zmęczeniowej układu (S-T) w log skali z $R = 0,1$ (rys. 8.2a) i $R = 0,5$ (rys. 8.2b), pokazują dość dobrą zgodność z eksperymentalnymi danymi, których wartości parametrów użytych w „prognozie” zestawiono w tabeli 8.4.

Tabela 8.4. Parametry modelu

Parametry modelu	Wartości parametrów
Liczba pracujących elementów w krytycznej mikroobjętości, r_Y	5
Średnia wartość wytrzymałości dla elementów wzdłużnych pracujących w zakresie sprężystym, $\theta_{0R} (\exp(\theta_{0R}))$	6,1883 (487,56 MPa)*
Odchylenie standardowe wytrzymałości elementów podłużnych, θ_{1R}	0,15
Odchylenie standardowe w części plastycznej krytycznej mikroobjętości, θ_{1Y}	0,2
Liczba cykli równoważna jednemu krokowi w łańcuchu Markowa, k_M	227

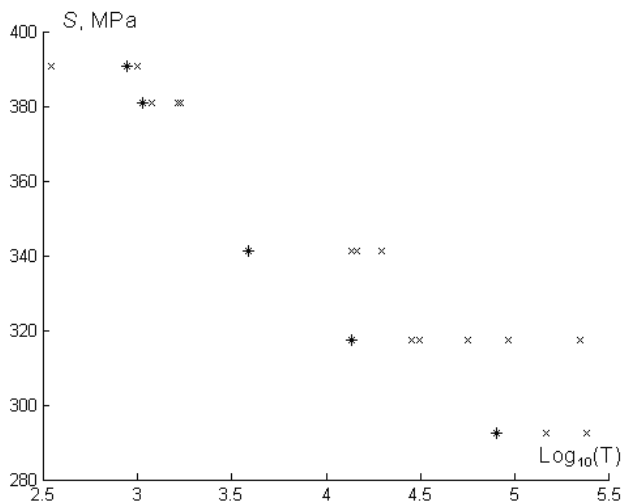
* w nawiasach są wartości wg skali liniowej

Natomiast rezultaty badań zmęczeniowych z dwukrotnie pomniejszoną bazą pomiarową (tj. z S_{HEPOXY_A} do S_{HEPOXY_B} : $R = 0,1$) przedstawiono w tabeli 8.5 i na rysunku 8.3.

Zmniejszenie bazy pomiarowej (objętości) próbek (HEPOXY_A do HEPOXY_B) powoduje zmniejszenie średniej wytrzymałości dla próbek WMK na osnowie epoksydowej (z 487,56 do 436,07 MPa) z jednoczesnym zwiększeniem się liczby cykli, w porównaniu z określonymi poziomami przy większej bazie pomiarowej próbki.

Tabela 8.5. Parametry zmęczeniowe przy $R = 0,1$ z bazą pomiarową 30 mm

Lp.	$S_{HEPOXY_B} (R = 0,1)$, MPa	N, cykle
1.	292.535	147000; 241000
2.	317.36	28500; 31000; 36800; 56000; 92000; 222000
3.	341.29	13700; 14600; 19650
4.	380.78	300; 450; 1100; 1200; 1650; 1700
5	390.05	350; 1000



Rys. 8.3. Eksperymentalne (x) i szacowane (*) wyniki badań w układzie S - T z dwukrotnie mniejszą bazą pomiarową $L_2 = 30$ mm z $R = 0,1$ [32, 40]

Przyjmując, że prędkość procesu Poissona jest funkcją obciążenia:

$$\mu = \mu_1 F(S_{\max}), \quad (8.25)$$

gdzie:

- μ_1 – współczynnik proporcjonalności (parametr modelu);
- $F(.)$ – funkcja rozkładu cdf statycznej wytrzymałości;
- $S_{\max}$ – wytrzymałość przy maksymalnej ilości cykli,

oraz, że liczba defektów jest proporcjonalna względem długości próbki L (objętości V), to funkcja obciążenia ($\mu_1 = \mu_{1L}L$ lub $\mu_1 = \mu_{1V}V$ [119]), jako określony logarytmiczno-normalnym rozkładem KMO, rozkład czasowych przedziałów pojawiania się krytycznych mikroobjętości, przyjmuje postać:

$$F_Y(y) = 1 - (1 - F_T(y)) \exp \left(-\mu \int_0^y F_T(t) dt \right) \Rightarrow F_X(x) = 1 - \exp(-\mu x), \quad x \geq 0.$$

Wyniki z zamodelowanymi 9 i 7 próbami wytrzymałości resztkowej (S_R) dla 3 poziomów naprężeń $K \cdot S_{\text{stat}}$ ($K_{0,1} = 0,5; 0,6; 0,8$ i $K_{0,5} = 0,7; 0,75; 0,7$) odpowiednio dla współczynników asymetrii $R = 0,1$ i $R = 0,5$, z bazą pomiarową $L_1 = 60$ mm, przedstawiono tabelach 8.6 i 8.7 oraz wyniki S_R , natomiast dla prób z bazą pomiarową dwukrotnie pomniejszoną $L_2 = 30$ mm, przy $R = 0,1$, w tabeli 8.8.

Nie stwierdzono znaczącej zależności wytrzymałości resztkowej od liczby cykli. Zaobserwowano zmiany wartości na poziomie 5–10% w stosunku do średnich naprężeń przy zadanej liczbie cykli (rys. 8.4).

Tabela 8.6. Wartości wytrzymałości resztkowej dla $R = 0,1$

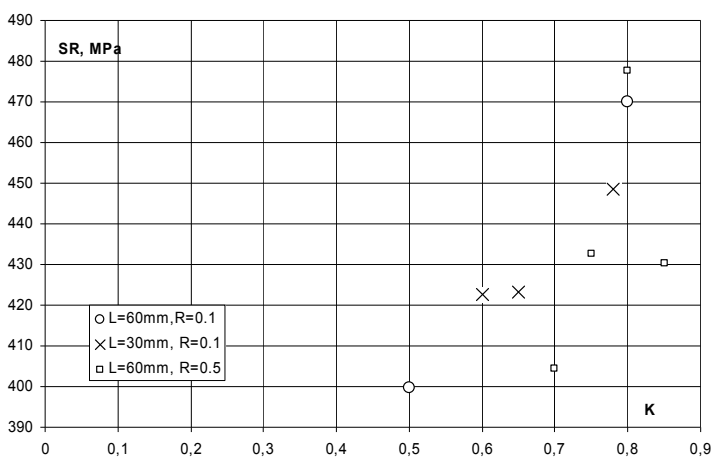
Lp.	$S_{\text{SHEPOXY_A}} (R = 0,1)$, MPa	N , cykle	S_R , MPa	Średnia S_R , MPa
1.	243,78	265000	399,8	399,8
2.	292,53	60000	465,84; 432,04; 425,13; 414,73; 408,84; 387,55	422
3.	390,05	900	481,58; 478,39; 477,78; 474,16; 456,54; 451,85	470

Tabela 8.7. Wartości wytrzymałości resztkowej dla $R = 0,5$

Lp.	$S_{\text{SHEPOXY_A}} (R = 0,5)$, MPa	N , cykle	S_R , MPa	Średnia S_R , MPa
1.	243,78	265000	404,27	404,27
2.	365,67	80000	417,45; 447,93	432,69
3.	390,05	4000	460,85; 494,50	477,68
4.	414,42	2000	444,40; 416,42	430,41

Tabela 8.8. Wartości wytrzymałości resztkowej z dwa razy pomniejszoną bazą pomiarową ($L_2 = 30$ mm dla $R = 0,1$)

Lp.	$S_{\text{SHEPOXY_B}} (R = 0,1)$, MPa	N , cykle	S_R , MPa	Średnia S_R , MPa
1.	292,53	100000	422,79	422,79
2.	317,36	28500	392,01; 408,68; 421,26; 440,07; 453,86	423,18
3.	380,78	400	429,56; 444,01; 472,02	448,53



Rys. 8.4. Eksperymentalna zależność wartości średniej wytrzymałości resztkowej (S_R) od współczynnika stałości obciążenia ($\kappa = \sigma_m/\sigma_a$ – patrz rozdz. 4.2) dla różnych baz pomiarowych i współczynnika asymetrii próbek

Zmniejszenie dwukrotnie bazy pomiarowej, przy tym samym współczynniku asymetrii ($R = 0,1$), uwidacznia wyższą średnią S_R , co jest efektem mniejszego prawdopodobieństwa defektów w strukturze materiału.

8.2.4. Proces rozkładu wytrzymałości zmęczeniowej na przykładzie rozpatrywanej mikroobjętości

Przy założeniu, że zmienne wielkości losowe K_P opisuje proces Poissona z parametrem $\Lambda = \mu t_1 = \mu n_1 / k_m$ i prawdopodobieństwami $p_k = \exp(-\Lambda) \Lambda^k / k!$ (gdzie μ to parametr wykładniczego rozkładu czasowych pojawień KMO), wówczas przybliżona wartość $F_\sigma(s)$ zostaje określone metodą Monte-Carlo:

$$F_\sigma(s) = \sum_{j=1}^{N_{MC}} F_{\sigma, x_{1,k_j}}(s) / N_{MC}, \quad (8.26)$$

gdzie:

$$\sum_{i=1}^{k_j} x_i \leq n_1 / k_m < \sum_{i=1}^{k_j+1} x_i, x_i, i = 1, \dots, k_j - \text{wielkość zmiennej losowej z parametrem } \mu \text{ wykładniczego rozkładu;}$$

N_{MC} – liczba prób (metodą Monte-Carlo).

Wprowadzono pojęcie dyskretnej analogi gęstości rozkładu (dapr) jako funkcji:

$$\Delta_F(s) = F_\sigma(s_i) - F_\sigma(s_{i-1}), \quad i = 1, \dots, k_\Delta, \quad (8.27)$$

gdzie:

$s_0 = S_{pr}$ – naprężenie po określonej liczbie cyklicznych obciążeń

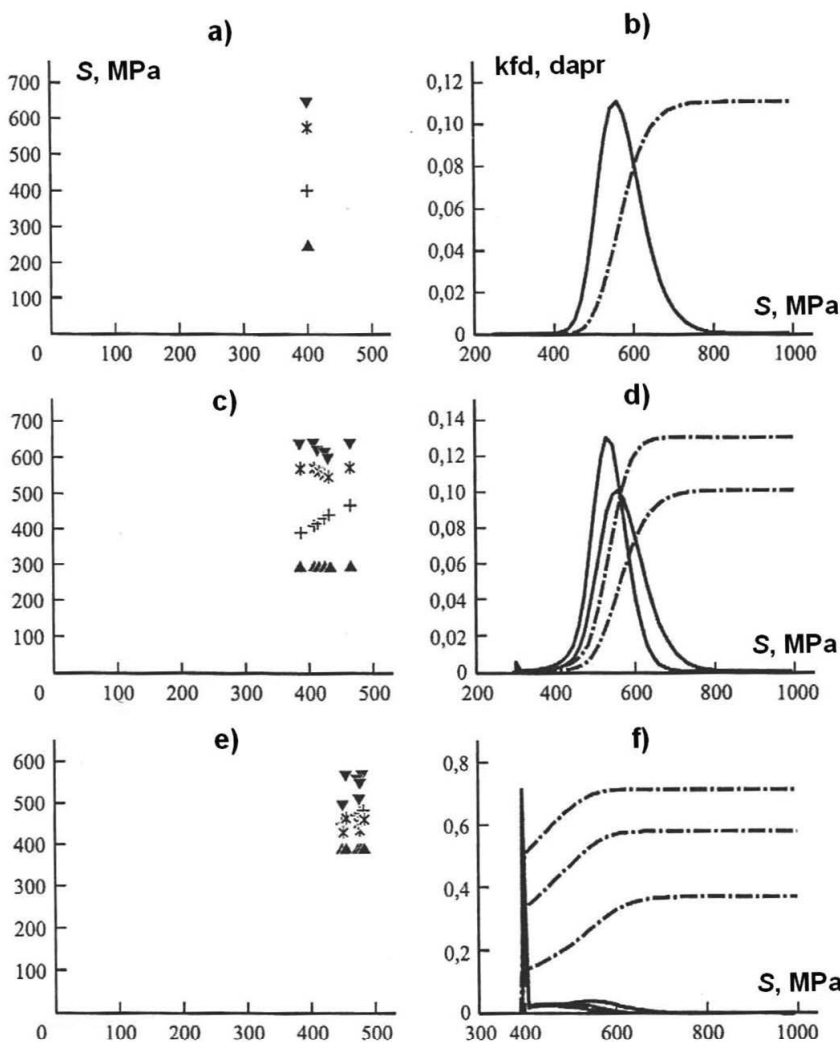
$$s_j = S_{pr} + j(S_\infty - S_{pr}) / k_\Delta, \quad j = 0, 1, 2, \dots, k_\Delta;$$

S_∞ – wartość modelu, w przybliżeniu $F_\sigma(S_\infty) = 1$;

k_Δ – liczba kroków.

Dla rozpatrywanych eksperymentalnych danych przyjęto wartość: $S_\infty = 1000$ MPa, $k_\Delta = 20$. Na rysunkach 8.5b i 8.5c dla każdej KMO pokazano przykłady dapr i kfd (dapr – dyskretny analog gęstości rozkładu; kfd – standartowy normalny rozkład), otrzymane przy modelowaniu z uwzględnieniem rozkładu Poissona. Wielkości kfd pomnożono przez maksymalne wartości określonego rozkładu dapr, w celu pokazania dapr i kfd na jednym rysunku.

Widzimy, że przy wybranych parametrach modelu dla mniejszych naprężeń po określonej liczbie cykli obciążenia ($(S_1, n_1) = 243,78$ MPa, 265 000) obserwujemy nieznaczne zawyżenie, a przy dużych wartościach ($(S_3, n_3) = 390,05$ MPa, 900) – nieznaczne zaniżenie „prognozowanej” wytrzymałości resztkowej w porównaniu z eksperymentalną.



Rys. 8.5. Średnie obliczone (oszacowane) wartości (*), eksperymentalne wartości (+), z granicami ufności ($\blacktriangle$, $\blacktriangledown$) dla wytrzymałości resztkowej z dapr i kfd dla trzech poziomów obciążeń cyklicznych $(S_1, n_1) = (243,78 \text{ MPa}, 265 \text{ 000})$ (a, b), $(S_2, n_2) = (292,53 \text{ MPa}, 60 \text{ 000})$ (c, d); $(S_m, n_m) = (390,05 \text{ MPa}, 900)$ (e, f) [177]

Powyższe rozbieżności należy zweryfikować pod kątem liczby cykli. W tym celu, przyjęto, że liczba cyklicznych obciążeń o dość dużych wartościach w przybliżeniu jest równa wartości minimalnej wytrzymałości zmęczeniowej przy określonych obciążeniach otrzymanych z badań eksperymentalnych. Należy podkreślić, że eksperymentalne dane otrzymane na trzech poziomach obciążeń, leżą w zakresach ufności, ograniczonych wybranym p kwantylem (przy założonej wartości 90%). Z rysunku 8.5b uwidacznia się proces zniszczenia przy obciąże-

niu (S_1, n_1), który rozwija się tylko z jedną KMO. Pojawienie się nowych KMO nie zawsze występuje przy modelowaniu z wykorzystaniem procesu Poissona metodą Monte-Carlo.

Przy obciążeniu (S_2, n_2) w niektórych przypadkach, jak to ilustruje rysunek 8.5d, pojawia się dodatkowa KMO. Na rysunku jako pierwsze odtworzone są rozkłady dapr i kfd wytrzymałości resztkowej $S_R = RS_1$ (Residual Strength), odpowiadające pierwszemu pojawieniu się KMO, po czym $\min(RS_1, RS_2)$ wartość RS_2 drugiej KMO (gdzie zależność rozkładu dapr przesuwają się na wykresie w lewą stronę).

Ilość cyklicznych obciążeń (S_3, n_3) przedstawiona na rysunku 8.5e ilustruje dwa dodatkowe KMO, tj. zależności graficzne dapr i kfd dla RS_1 oraz $\min(RS_1, RS_2)$ i $\min(RS_1, RS_2, RS_3)$. Istotną różnicą obciążenia (S_3, n_3) od wcześniejszych jest bardziej częste pojawianie się dodatkowych KMO (aż do 4) i przeskoki kfd przy poziomie naprężenia S_3 .

W pojęciu teorii Markowa występowanie przeskoków informuje nas o znaczących zmianach prawdopodobieństwa po jednym dodatkowym kroku, co odpowiada zniszczeniu próbki po k_m cyklach, gdybyśmy kontynuowali badania zmęczeniowe przy poziomie naprężeń S_3 .

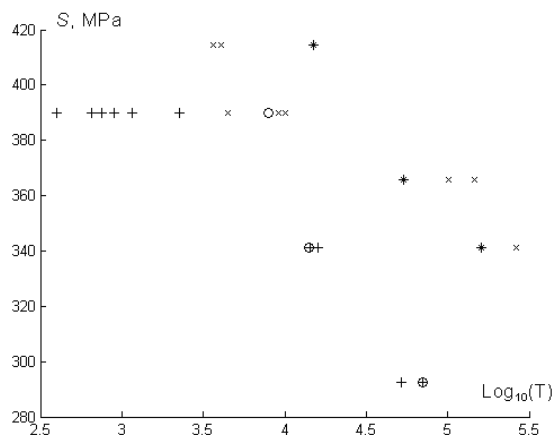
8.2.5. Wpływ asymetrii próbki na wytrzymałość zmęczeniową

Oprócz powyższych zjawisk opisanych w rozdziale 8.2.2 w modyfikacji modelu [177] zastosowano analizę w ujęciu energetycznym, która pozwala otrzymać pełną krzywą zmęczeniową z możliwością przeliczania ekwiwalentnych cykli ze znanym już współczynnikiem asymetrii cykli (R) na dowolny inny poziom R krzywej S–N [225]. Aktualnie w opisie procesu zmęczenia dominuje tzw. podejście inicjacyjno-propagacyjne, które uwypukla etapy mikropęknięcia oraz rozwój mikropęknięcia.

Dla standaryzowanej gęstości energii [177, 178] w liniowej zależności sprężystego materiału, przy cyklicznych naprężeniach $S_{\max}, S_{\min}$, przyjmujemy proporcjonalne wartości ($S_{\max} \varepsilon_{\max} - S_{\min} \varepsilon_{\min} \Rightarrow (S_{\max}^2 - S_{\min}^2) = S_{\max}^2 (1 - R^2)$). Mając jednak na uwadze odchylenia określone prawem Hooke'a ($S = \varepsilon E$) i przyjmując założenie, że cykliczne zmęczenie jest ekwiwalentne przy obciążeniu z R , poprzez zależność $S_{\max 1}^m (1 - R_1^m) = S_{\max 2}^m (1 - R_2^m)$ określono cykle z parametrami $S_{\max 1}, R_1$, jako ekwiwalent drugiego współczynnika asymetrii cykli z parametrami $S_{\max 2}, R_2$ (rys. 8.6), poprzez równanie:

$$S_{\max 1} = S_{\max 2} ((1 - R_2^m) / (1 - R_1^m))^{1/m}, \quad (8.28)$$

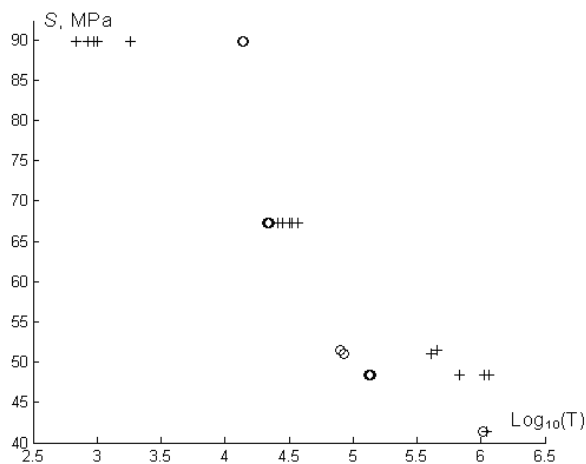
wartość $m = 1,7$ przyjęto na podstawie eksperymentu, zgodnie z [32].



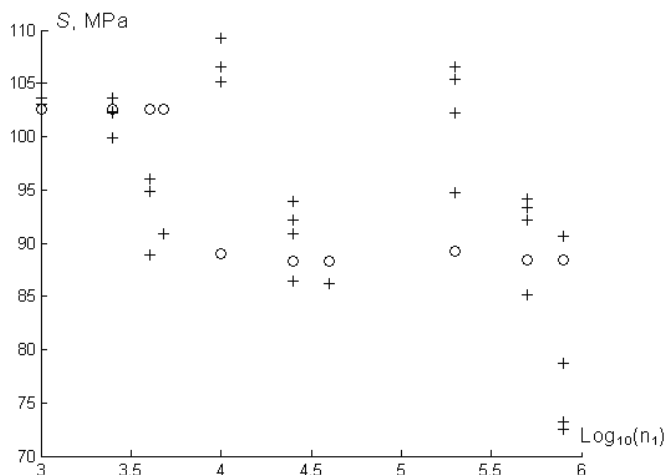
Rys. 8.6. Eksperymentalne (+, x) i szacowane (O, *) wartości zależności S – T odpowiednio dla $R = 0,1$ i $R = 0,5$

8.3. Przykład obliczeń numerycznych dla WKM o architekturze ułożenia $[+45/-45]_s$

W publikacjach [168, 185-190] podano wyniki 17 testów zmęczeniowych przy $R = 0,1$ i wyniki 33 testów wytrzymałości resztkowej dla 3 różnych poziomów naprężeń (48,5; 63,6; 78,3 MPa) o wstępnym obciążeniu w ramach programu OPTIMAL BLADES materiału OB UD. Użyto standardowych próbek [67] ISO o architekturze $[+45/-45]_s$. W tym przypadku nie ma prostych podłużnych elementów (włókien lub wiązek włókien). Ale jeśli rozważymy opisywany model tylko jako nieliniowy model regresyjny to możemy próbować dopasować dane eksperymentalne zmęczenia i wytrzymałości resztkowej używając powyższego modelu.



Rys. 8.7. Wyniki porównania badań zmęczeniowych (+) z obliczeniami modelem MC oszacowań odpowiednich rzędów statystyk (O) przy pulsującym ($R = 0,1$) obciążeniu [167]



Rys. 8.8. Eksperymentalne (+) i oszacowania średnich wartości wytrzymałości resztkowej (o) dla zadanej liczby obciążeń początkowych na trzech poziomach naprężeń (78,3 (☆); 63,6 (+) i 48,5 (x) MPa)

Tabela 8.9. Parametrów modelu

Parametry modelu	Wartości parametrów
Liczba elementów podłużnych w krytycznej mikroobjętości pracujących w zakresie sprężystym, r_R	20
Liczba „kroków” elementów wzdłużnych w krytycznej mikroobjętości pracujących w zakresie plastycznym, r_Y	10
Końcowe wydłużenie w części plastycznej, f_Y	0,2
Powierzchnia części pracującej w zakresie sprężystym, f_R ($f_Y = 1 - f_R$)	0,21
Moduł sprężystości elementów podłużnych, E_R , MPa	79, 000
Moduł sprężystości pracujący w zakresie plastycznym, E_Y , MPa	5,000
Średnia wartość logarytmu wytrzymałości dla elementów podłużnych pracujący w zakresie sprężystym, θ_{0R} ($\exp(\theta_{0R})$)	5,7038 (300 MPa)*
Odchylenie standardowe (logarytmu naturalnego) wytrzymałości elementów podłużnych, θ_{1R}	0,2
Średnia wartość (logarytmu naturalnego) granicy plastyczności w krytycznej mikroobjętości, θ_{0Y} ($\exp(\theta_{0Y})$)	4,0943 (60 MPa)*
Odchylenie standardowe (logarytmu naturalnego) granicy plastyczności w krytycznej mikroobjętości, θ_{1Y}	0,2
Liczba cykli równoważna jednemu krokowi w łańcuchu Markowa, k_M	6934

* wartości wg skali liniowej

Rysunki 8.7 i 8.8 ilustrują odpowiednio dopasowanie modelowych danych krzywej zmęczeniowej do rezultatów eksperymentalnych oraz wytrzymałość resztkową od ilości obciążeń początkowych na trzech poziomach naprężeń, z uwzględnieniem oszacowanych średnich wartości wytrzymałości resztkowej otrzymanych z modelowania MM. W tabeli 8.9 przedstawiono parametry modelu użyte przy obliczeniach.

8.4. Określenie wpływu struktury kompozytu o architekturze $[0^\circ/90^\circ]$ na osnowie poliestrowej na wytrzymałość zmęczeniową i wytrzymałość resztkową

Coraz większą uwagę zwracamy na jakość i technologię przygotowania próbek, w których koncentracje naprężeń w laminacie, o różnej architekturze ułożenia warstw w porównaniu z kompozytem jednokierunkowym, są bardziej złożone. Statystyczne rozkłady wytrzymałości, krzywe zmęczeniowe, akumulujące zniszczenia zmęczeniowe są słabo opisane poprzez związki teoretyczne i hipotezy, co jest spowodowane trudnościami związanymi z ogromną gamą wzmocnień (różnorodnością proponowanych komponentów). Z tabeli 6.4 (rozdz. 6.3) wynika, iż nie mamy podstaw do odrzucenia hipotezy o normalnym ani hipotezy o logarytmiczno-normalnym rozkładzie S dla próbek i wiązek włókien (o symetrycznej strukturze $[0/90/0/90]$ ze wzmocnieniem z włókien szklanych UDO[®] typu E [124-126]), co pozwala wnioskować, że rozkład populacji można opisać logarytmiczno-normalnym lub normalnym rozkładem. Dla obliczenia prawdopodobieństw przejść matrycy, przy pracy wzdłużnych elementów (włókien) WMK na osnowie poliestrowej w modelu zmęczeniowym Markowa [88, 105] został przyjęty logarytmiczno-normalny rozkład S . W tym przypadku statystyka ma wartość OSPPt większą od granicy odrzucenia przyjętej hipotezy. A także ze względu na szczególną strukturę próbki HPOL o architekturze ułożenia $[0/90/0/90]$ przyjęto, że zniszczenie próbki następuje tylko przez zniszczenie wzdłużnych elementów (naprężenia wzdłuż włókien). Dlatego też w tabeli 8.10 są przedstawione tylko parametry związane z pracą samych wzdłużnych włókien.

Tabela 8.10. Parametry modelu kompozytu o osnowie żywicy poliestrowej (HAVELpol.2)

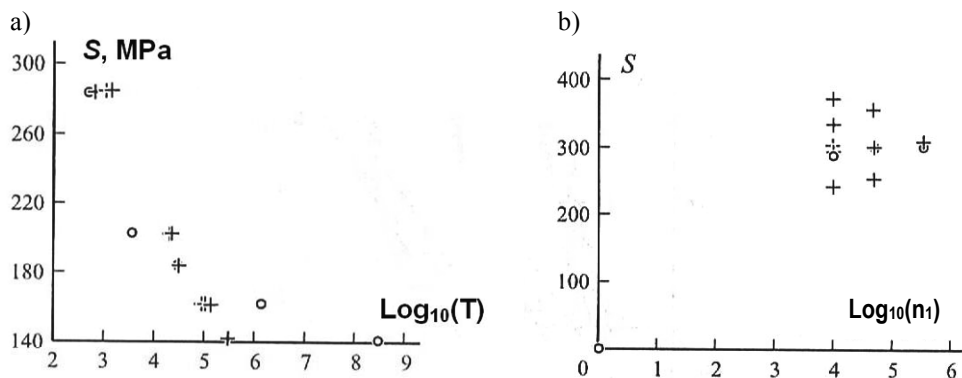
Parametry modelu	Wartości parametrów
Średnia wartość wytrzymałości elementów podłużnych (L_R)*	5,52*
$R = \exp(L_R)$, MPa	250
Średnie odchylenie standardowe (Std_{RP}) wytrzymałości podłużnych elementów w logarytmicznej skali	0,12
Ilość podłużnych elementów w krytycznej mikroobjętości (r_{RP})	5
Wartość względna pola powierzchni pracujących elementów podłużnych w WMK (f_{RO})	0,95
Liczba cykli równoważna jednemu krokowi w łańcuchu Markowa (k_m)	279

* obliczenia w logarytmie naturalnym

Z tego względu przyjęto, że to parametry lokalnych właściwości tych elementów mogą być wykorzystane przy budowie i opisie krzywej zmęczeniowej oraz określeniu wytrzymałości resztkowej.

Dane doświadczalne i wyniki obliczeniowe średniej wytrzymałości zmęczeniowej z uwzględnieniem powyższych założeń modelu opisanego w rozdziale 7.3, są przedstawione na rysunku 8.9a, zaś parametry modelu są podane w tabeli 8.10.

Z analizy otrzymanych rezultatów modelowania wynika, że rozpatrywany model dość dobrze opisuje eksperymentalne dane. Nie określono znaczącego wpływu poziomu obciążeń na wytrzymałość resztkową badanego materiału (rys. 8.9b).



Rys. 8.9. Doświadczalne dane (+) i wyniki obliczeniowe (o) średniej wytrzymałości zmęczeniowej (a) i wytrzymałości resztkowej (b) WMK dla trzech obciążeń $(S_i, n_i) = (141,16 \text{ MPa } 355000; 162,094 \text{ MPa, } 50\ 000; 202,617 \text{ MPa, } 10000)$

Dla oszacowania przydatności rozważanego modelu przy pracy wzdłużnych elementów (włókien) WMK na osnowie poliestrowej w modelu zmęczeniowym zamodelowano średnią wytrzymałość resztkową dla trzech poziomów obciążenia z pomocą już istniejących modeli Brautmana i Sahu’ego (B–S) oraz Hahna i Ki-ma (H–K).

Analiza otrzymanych obliczeń dowodzi, iż rozpatrywane modele dość dobrze opisują „średnią część” S–N, jednakże uwidaczniają pomniejszoną i znacząco zwiększoną wartość wytrzymałości resztkowej w porównaniu z wartością eksperymentalną odpowiednio dla większego i pomniejszonego obciążenia. Średnia wartość wytrzymałości resztkowej zamodelowana modelem Markowa, szacuje wartość S_R dokładniej, niż modele H–K i B–S (tab. 8.11).

Obserwujemy znaczne obniżenie i jednocześnie zwiększenie wartości wytrzymałości resztkowej wyznaczonej modelem H–K, odpowiednio przy małym i dużym obciążeniu w stosunku do eksperymentalnej wartości S_R . To zjawisko obserwujemy z niedużym rozrzutem przy obliczeniu średniej S_R modelem B–S (tab. 8.11).

Tabela 8.11. Wyznaczone wartości wytrzymałości resztkowej za pomocą modelu Markowa, B–S i H–K dla trzech poziomów obciążenia $\{(S_1, n_1) = (141,16 \text{ MPa}, 355000; 162,094 \text{ MPa}, 50000; 202,617 \text{ MPa}, 10000)\}$, w porównaniu z eksperymentalnymi rezultatami

Liczba cykli, N	Obliczenia S_R , MPa			Eksperymentalne
	Model Markowa	B – S	H – K	dane
10000	311,06	304,90	307,97	310,92
50000	303,92	307,96	299,60	304,19
355000	280,00	305,05	317,98	307,42

Charakterystyki wytrzymałościowe w dużej mierze zależą od faz tworzących strukturę kompozytu, w szczególności od wytrzymałości adhezyjnej między włók-
nem i matrycą. Po określeniu statystycznego rozkładu właściwości danych kompo-
nentów w kompozycie można zamodelować zniszczenie jego komponentów (włó-
kien), przyjmując, iż kompozyt składa się n elementarnych objętości. W rzeczywi-
stości trudno jest w danej objętości określić lokalizację rozerwanych komponentów
kompozytu (włókien), gdyż ich rozmieszczenie jest przypadkowe i w dużej mierze
zależy od jakości wytworzonego kompozytu warstwowego (patrz. rozdz. 5). Ze-
rwanu ulegają kolejne komponenty, prowadząc do wykształcenia się strefy uszko-
dzonych w danej objętości włókien, a co za tym idzie, zniszczenia całego materia-
łu. Wielkość i objętość tej strefy zależy od nieefektywnej długości (8.29), na której
rozerwane włókno, poprzez styczne naprężenia (8.30), przegrupowuje naprężenia
na sąsiednie włókna.

$$L_{kr} = d_j \left[\left(\frac{1 - \nu^{0,5}}{\nu^{0,5}} \right) \cdot \frac{E_f}{G_m} \right]^{0,5} \arccos \left[\frac{1 - (1 - \phi)^2}{2 \cdot (1 - \phi)} \right], \quad (8.29)$$

gdzie:

- d – średnica włókna;
- ν – objętość włókna;
- E_f – moduł Younga;
- G_m – moduł Kirchoffa;
- ϕ – poziom współpracy włókna z matrycą,

$$\tau_{lok} = \frac{\beta r}{2} \cdot \varepsilon E_i \tanh \left(\frac{\beta l}{2} \right), \quad (8.30)$$

gdzie:

- β – const;
- r – promień włókna;
- l – długość włókna;
- ε – wydłużenie włókna i -tego komponentu kompozytu.

Znając styczne naprężenia komponentów otrzymanego kompozytu, można wyznaczyć maksymalne naprężenia lokalne (w strefie zniszczenia włókna L_{kr}), po przekroczeniu którego, granica wytrzymałości całego materiału wynosi:

$$S_R = \frac{2\tau_{lok}}{\beta r} \left[\frac{1}{\tanh\left(\frac{\beta l_{kr}}{2}\right)} - \frac{1}{\sinh\left(\frac{\beta l_{kr}}{2}\right)} \right]. \quad (8.31)$$

Takie uszkodzenie nie wyklucza całego elementu z pracy aż do momentu, gdy wzrastający poziom naprężeń osiągnie granicę, w której dana objętość słabych włókien, ulegnie zniszczeniu. Po przekroczeniu maksymalnego naprężenia odpowiadającego wytrzymałości lokalnej (elementarnej objętości), mechanizm rozpoczyna się od nowa. Dla wytrzymałości mniejszej od krytycznej, elementarna objętość pracuje nadal, rozkładając naprężenia na sąsiednie elementy kompozytu poprzez styczne naprężenia krytycznej długości włókien. Najsłabszy element (strefa elementarnej objętości) określi wytrzymałość otrzymanego materiału.

8.4.1. Modelowanie wpływu środowiska korozyjnego na właściwości wytrzymałościowe kompozytu poliestrowo-szklanego z architekturą ułożenia $[0^\circ/90^\circ]$ wytworzonego metodą infuzji

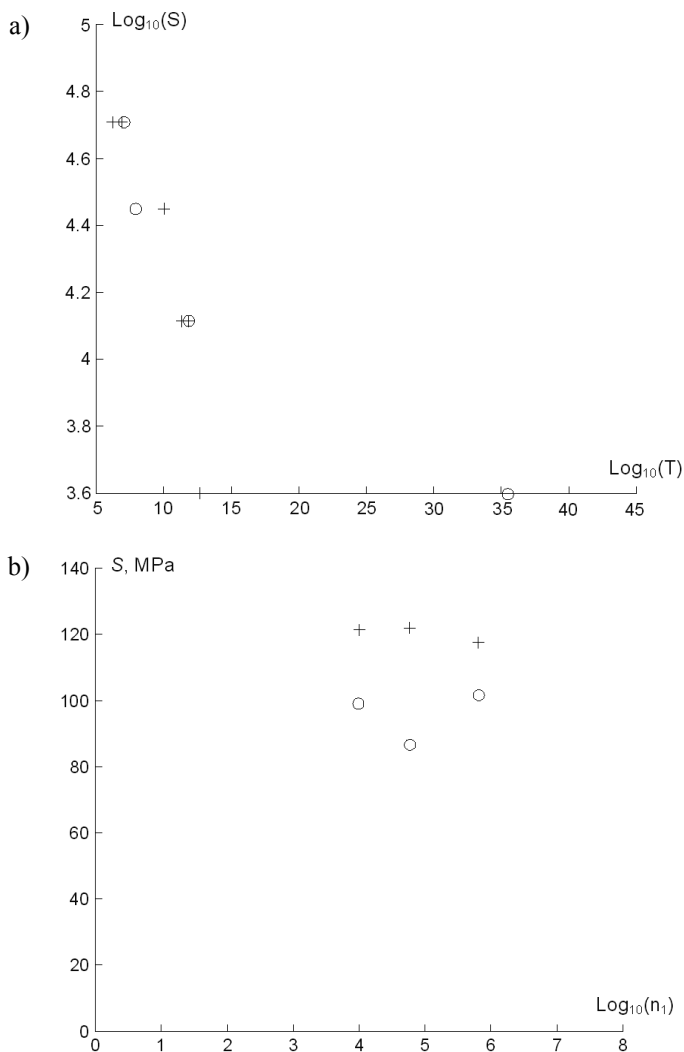
Kompozyty polimerowe w warunkach eksploatacji narażone są na działanie różnych czynników atmosferycznych, jak wilgotność i czasowe działanie wody, które mogą wywoływać różnorodne defekty w strukturze (zwykle są to zmiany wymiarów w wyniku pęcznienia spowodowanego chłonnością wody lub ekstrakcja składników rozpuszczalnych w wodzie). W konsekwencji pogorszeniu ulegają plastyczne i wytrzymałościowe właściwości materiału. Jest to w dużej mierze związane z jakością i technologią przygotowania próbek, ale i komponentów (wzmocnienia i osnowy), w których koncentracje naprężeń w laminacie nie tylko o tej samej architekturze ułożenia warstw, jest złożona. Prześledźmy to na przykładzie badań przeprowadzonych na kompozycie dwuwarstwowym wytworzonym metodą infuzji [40].

Rysunki 8.10a i 8.10b ilustrują odpowiednio dopasowanie danych zależności zmęzeniowej (T-N) do rezultatów eksperymentalnych oraz zależności wytrzymałości resztkowej od liczby obciążeń początkowych na trzech poziomach naprężeń $K \cdot S_{\text{stat}}$ ($K_{0,5} = 0,3; 0,5; 0,7$) z uwzględnieniem oszacowanych średnich wartości wytrzymałości resztkowej, otrzymanych za pomocą modelu Markowa.

W tabeli 8.12 przedstawiono parametry modelu (dla współczynnika asymetrii $R = 0,5$). Wynika z nich, że przy wybranych parametrach modelu dla mniejszych naprężeń po określonej liczbie cyklicznych obciążeń ($(S_1, n_1) = 61,10 \text{ MPa}, 50\,000$) obserwujemy nieznaczne zawyżenie, a przy dużych wartościach ($(S_3, n_3) = 85,70 \text{ MPa}, 10\,000$) – nieznaczne zaniżenie „prognozowanej” wytrzymałości resztkowej w porównaniu z eksperymentalną. W tym celu, przyjęto, że liczba obciążeń cy-

klicznych o dość dużych wartościach w przybliżeniu odpowiada minimalnej wartości wytrzymałości zmęczeniowej przy określonym poziomie obciążenia otrzymanych z badań eksperymentalnych (tab. 8.13).

Należy podkreślić, że eksperymentalne dane otrzymane na trzech poziomach obciążeń leżą w przedziałach ufności, ograniczonych wybranym p kwantylem (przy wartości 90%).



Rys. 8.10. Doświadczalne (+) i szacowane dane (o) średniej wytrzymałości zmęczeniowej (a) i wytrzymałości resztkowej (b) WMK dla trzech obciążeń $(S_i, n_i) = (36,70 \text{ MPa } 355000; 61,10 \text{ MPa, } 50 \text{ } 000; 85,70 \text{ MPa, } 10 \text{ } 000)$ [36]

Tabela 8.12. Parametry modelu

Parametry modelu	Wartości parametrów
Średnia wartość wytrzymałości elementów podłużnych (L_R)*	4,8065
$R = \exp(L_R)$, MPa	122,30
Średnie odchylenie standardowe (Std_{RP}) wytrzymałości podłużnych elementów w logarytmicznej skali	0,1
Ilość podłużnych elementów w krytycznej mikroobjętości (r_{RP})	5
Wartość względna pola powierzchni pracujących elementów podłużnych w WMK (f_{RO})	0,65
Liczba cykli równoważna jednemu krokowi w łańcuchu Markowa (k_m)	1358

* obliczenia w logarytmie naturalnym

Tabela 8.13. Wartości wytrzymałości resztkowej przy $R = 0,5$ [36]

Lp.	Poziomy obciążenia, MPa	S_R , MPa	Średnia S_R , MPa
1.	36,70	117,027	117,027
2.	61,10	129,591; 107,114; 130,216	122,307
3.	85,70	119,608; 132,519; 110,152	120,761

Wpływ wody wnikaącej w głąb materiału powodował rozwój defektów technologicznych oraz powstawanie uszkodzeń mikrostruktury, przyczyniając się do szybszego zniszczenia kompozytu (zestawiono w rozdziale 6.3.2 [40]). Im większy poziom obciążenia, tym bardziej widoczny jest wpływ czasu ekspozycji na właściwości zmęczeniowe kompozytu polimerowego (tab. 8.14).

Tabela 8.14. Wytrzymałość resztkowa ($R = 0,5$) z zamodelowaną krytyczną długością włókna przez którą włókno przegrupowuje naprężenia na sąsiednie włókna po dwu i trzymiesięcznej ekspozycji kompozytu poliestrowo-szklanego w środowisku wodnym

Środowisko wodne (korozyjne)	L_{kr} , mm	η_{lok} , MPa	S_R , MPa	L_{kr} , mm	η_{lok} , MPa	S_R , MPa
	1000 cykli			2000 cykli		
próbki „suche”	1,913	9,004	94,96	1,835	8,284	109,48
próbki po dwóch miesiącach ekspozycji	1,988	9,724	70,99	1,875	8,664	71,67
próbki po trzech miesiącach ekspozycji	2,064	10,529	77,59	1,506	5,582	53,43

8.4.2. Wpływ kształtowania wymiarowego na modelowanie wytrzymałości zmęczeniowej i resztkowej

Wartości naprężeń przy modelowaniu, czy wyniki pomiarów doświadczalnych w opisie globalnym, prowadzą jedynie do wartości średnich odzwierciedlając jakość prowadzonych badań, nie zawsze zbliżonych do rzeczywistych. Im bardziej złożona struktura otrzymanego materiału (tj. od wiązki włókien do jednokierunkowego kompozytu) wytrzymałość malała, zmniejszając nieznacznie wariancję (co uwidacznia tabela 7.5). Koncentracja naprężeń w przypadku materiałów warstwowych, w porównaniu z jednokierunkowym, powoduje dalsze komplikacje, pomimo że maksymalne naprężenia występują z reguły na granicach składników. Parametry geometryczne elementów, czy konstrukcji wykonanych z kompozytów warstwowych, mają wpływ na zachowanie się tych materiałów w czasie ich eksploatacji powodując wzrost znaczenia pewnych zjawisk (jak delaminacja, efekt brzegowy, czy rozwarstwienia [265]). Wytrzymałość kompozytu, szczególnie wytrzymałość na rozciąganie międzywarstwowe, jest wrażliwa na wszelkiego rodzaju pustki i niedoskonałości struktury materiału spowodowane nagromadzeniem się defektów i uszkodzeń w czasie procesu wytwarzania i przygotowywania (np. poprzez kształtowanie wymiarowe [39]) z formowanego WMK próbek.

Jednym z narzędzi używanych w technologii kształtowania wymiarowego jest cięcie strumieniem wodno-ściernym. Można się pokusić o stwierdzenie, iż jest obecnie najnowocześniejszym i niezwykle dokładnym sposobem obróbki materiałów w porównaniu z metodami konwencjonalnymi cięcia materiałów konstrukcyjnych (plazma wykorzystująca acetylen lub laser emitujący toksyczne gazy). Różnice w wartościach S i E wynikają, między innymi, z występowania defektów objętościowych w badanych próbkach.

Naprężenia styczne (τ_{12}) dla warstw ułożonych pod kątem $[\pm 0^\circ]$ do tego kierunku są rozłożone równomiernie na całej grubości warstwy. W rzeczywistości, występujące na brzegach nie równoważone obciążenia, zanikają w okolicy swobodnego brzegu (co odpowiada grubości kompozytu warstwowego) osiągając maksymalną wartość τ_{12} . Warstwa sąsiednia o innym kącie ułożeniu, będzie obciążona tą samą siłą, lecz o przeciwnym znaku, powodując ścinanie pomiędzy sąsiednimi warstwami. Styczne naprężenia powstałe między komponentami WMK przegrupowują naprężenia na sąsiednie włókna poprzez nieefektywną długość włókna wskutek zmniejszenia pola powierzchni kompozytu. Korzystając z modeli homogenizacji [49], czy wchodzących w te modele zależności reguły mieszanin (tab. 8.15) [41, 42], możemy określić zależność jakości ciętej powierzchni od rodzaju kształtowania wymiarowego na stałe inżynierskie dla kompozytu wytworzonego metodą worka próżniowego.

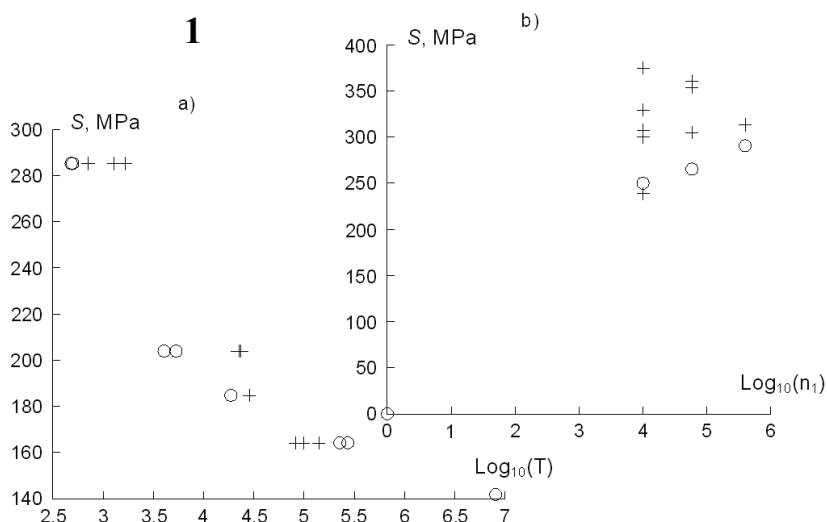
Natomiast zniszczenie zmęczeniowe próbki zachodzi po zniszczeniu pewnej krytycznej mikroobjętości składającej się z podłużnych (kruchych) włókien i matrycy, gdzie deformacje plastyczne akumulują się podczas cyklicznego obciążania (część plastyczna). Rozwój degradacji poprzez wytrzymałość resztkową czy zmęczeniową, ma zasadnicze znaczenie przy określaniu niezawodności konstrukcji

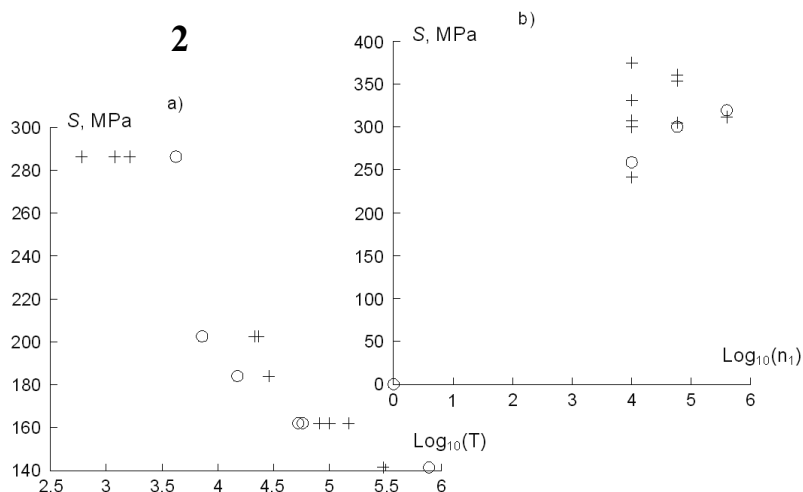
lotniczych, zaś statystyczne rozkłady wytrzymałości, krzywe zmęzeniowe (akumulujące zniszczenia zmęczeniowe) są słabo opisane w literaturze.

Tabela 8.15. Określenie stałych inżynierskich z uwzględnieniem kształtowania wymiarowego

Rodzaj kształtowania wymiarowego	E_1 , GPa	E_2 , GPa	G_{12} , GPa	G_{32} , GPa	ν_{12}
cięcie mechaniczne	3,13	3,05	2,14	3,30	0,275
cięcie z użyciem CNC	3,84	3,61	2,14	3,30	0,275
cięcie wodno-ścierne	4,49	4,06	2,14	3,30	0,275

Rozkład wytrzymałości statycznej jest zazwyczaj analizowany logarytmiczno-normalnym rozkładem Weibulla, a krzywe zmęzeniowe określają zależności regresji. Jeśli połączymy proces powolnej destrukcji próbki w drodze zniszczenia określonej liczby elementów w zakresie sprężystym ze stacjonarnym łańcuchem Markowa (metodykę opisano w pracy [177]), to widzimy nieznaczne zmniejszenie modelowych (szacowanych) wartości średniej S_R (O) względem wartości eksperymentalnych (rys. 8.11) wskutek rozrzutu danych. Te same zależności uwidacznia spadek średniej S kompozytu przy cięciu mechanicznym w stosunku do cięcia z użyciem wspomaganie numerycznego CNC, w porównaniu z cięciem strugą wodno-ścierną, przy modelowaniu wartości S_R (O) z nową średnią S_R i krzywymi S-T w log. skalach pokazano na rysunku 8.11.





Rys. 8.11. Eksperymentalne (+) i szacowane (O) wartości krzywej S - T (a) oraz średniej S_R (b) z uwzględnieniem kształtowania wymiarowego (1 – cięcie mechaniczne; 2 – cięcie z użyciem wspomagania numerycznego CNC) w zależności od liczby cykli w log skali

8.5. Podsumowanie

Analiza uzyskanych wyników obliczeń pokazuje, że rozważany model, bazujący na teorii łańcuchów Markowa, w miarę dobrze opisuje „niższą część” krzywej zmęczeniowej i średnią wartość wytrzymałości resztkowej. Zaproponowany model matematyczny może być narzędziem do całościowej analizy rozkładu wytrzymałości statycznej oraz bazą danych do skonstruowania i opisanie krzywej S - N , dając możliwość przewidywania rozkładu wytrzymałości resztkowej pod obciążeniem.

Model nie jest zbyt złożony, aby precyzyjnie przewidzieć wytrzymałość zmęczeniową na podstawie danych wytrzymałości statycznej poprzez model regresji nieliniowej, model Weibulla, a zasugerowany parametr modelu k_M można interpretować jako parametr rozkładu lokalnej wytrzymałości statycznej. Po oszacowaniu tego parametru, zgodnie z danymi krzywej zmęczenia, model można używać do przewidzenia funkcji rozkładu wytrzymałości resztkowej po obciążeniu zmęczeniowym. W pracy [4] pokazano, że model może być użyty do „przewidywania życia zmęczeniowego” na różnych poziomach obciążenia zmęczeniowego i do „przewidywania resztkowego życia zmęczeniowego” po jakimś wstępnym obciążeniu zmęczeniowym.

Rozważany model jest najbardziej odpowiedni do opisu procesów z pulsującymi cyklami obciążeń. Zastosowanie modelu z wykorzystaniem teorii łańcuchów Markowa może być rozszerzone na dowolne cykle obciążeń, używając określonej „zmiany” charakterystyk zadanego cyklu z dowolnych $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ na charakterystyki „zastępcze” cyklu obciążeń pulsacyjnych (patrz np. [269]). Poszukiwanie tego efektywnego rozwiązania jest tematem specjalnych badań. Dlatego wydaje się,

że model ten nie może być jeszcze rekomendowany to zastosowań „przemysłowych”. Jednak, jest on interesujący nie tylko dla studentów czy doktorantów, ale też dla celów poważnych badań naukowych, ponieważ daje wystarczające informacje dotyczące transferu modelu matematycznego do obszaru modelowania fizycznego. W opinii autora, zasługuje, aby go rozwijać i modyfikować uwzględniając nie tylko architekturę ułożenia, czy poziom obciążenia, ale technologię wytwarzania i kształtowania wymiarowego w dążeniu do zintegrowanego opisu procesu zmęczenia.

9. PODSUMOWANIE I WNIOSKI KOŃCOWE

Główny cel rozprawy, jakim była budowa modelu matematycznego trwałości zmęczeniowej kompozytu o różnej architekturze ułożenia warstw, wiążącego trwałość zmęczeniową z parametrami złożoności struktury oraz dystrybucji wytrzymałości statycznej został osiągnięty. Opracowany statystyczny model wytrzymałości dla materiałów kompozytowych pozwolił opisać związek wytrzymałości oddzielnych komponentów, jak wiązek włókien z próbką kompozytu, czy związek statycznej i zmęczeniowej wytrzymałości według teorii łańcuchów Markowa. Zagadnienia te rozpatrzono w ujęciu naukowo-badawczym. Badano wpływ jakości ciętej krawędzi różnorodnymi technikami i metodami na właściwości wytrzymałościowe WMK. Szczególną uwagę zwrócono na technologię formowania WMK. Liczne badania realizowania obciążeń w badaniach zmęczeniowych przy stałej i zmiennej amplitudzie naprężenia w procesie zmęczeniowego zniszczenia, oraz niektórych metodach obliczeniowych opartych na hipotezach kumulacji uszkodzeń, wykazały potrzebę uwzględnienia warunków eksploatacji (np. nie tylko środowiska korozyjnego, czy chemicznego, ale i czasu działania tych środowisk). Przeprowadzono szczegółowe badania i ustalono oddziaływanie komponentów WMK (poprzez analizę statystyczną parametrów wytrzymałości) na wytrzymałość zmęczeniową. Na zakończenie każdego rozdziału formułowano wnioski z analizą rozważanego rozdziału.

9.1. Wnioski szczegółowe

1. Wykonano wszechstronne badania wpływu parametrów technologicznych, właściwości mechanicznych WMK na parametry zmęczeniowe kompozytu [31, 33, 37, 38, 42, 45, 47, 48].

Zaobserwowano niestabilność zmian charakterystyk wytrzymałościowych próbek wykonanych metodą kontaktową (w formach otwartych) w porównaniu z metodami formowania „infuzyjnego pod próżnią” (L-RTM, worka próżniowego, czy infuzji), co świadczy o tym, że metoda formowania ręcznego nie daje gwarancji powtarzalności wyników. Wyższe wartości wytrzymałościowe kompozytów wytworzonych w formach zamkniętych wynikają z możliwości utrzymania reżimów technologicznych.

Alternatywą otrzymania wyższych wartości właściwości mechanicznych WMK jest metoda worka próżniowego oparta na metodzie laminowania ręcznego z większą zawartością wzmocnienia. Jakość formowania laminatu wynika z nakładania się zjawisk (efekt skali, destrukcja, rozwarstwienia) wynikających ze zmian wielkości, którą określono poprzez bazę pomiarową próbki. Zmniejsze-

nie bazy pomiarowej o połowę, w tej samej serii próbek, powoduje zwiększenie średniej wartości wytrzymałości. Wynika to z większego prawdopodobieństwa pojawienia się defektów w dłuższej próbce, niż w próbce krótszej. Podobne zjawisko obserwujemy dla średniej wytrzymałości wiązek włókien. Można to określić jako efekt skali. Obserwujemy również, że odchylenia wartości wytrzymałości uzyskanych z badań od linii regresji są w dużej części próbek większe dla wiązek włókien niż dla kompozytów, co ma uzasadnienie jak wyżej. Przedział wytrzymałości próbek w postaci wiązek włókien jest dużo większy od przedziału wartości wytrzymałości dla kompozytu polimerowego. Jest to spowodowane tym, że nigdy nie można uzyskać dwóch identycznych wiązek włókien aktywnych, gdyż w każdej wiązce znajduje się inna liczba włókien pękniętych, które nie przenoszą obciążenia.

Stwierdzono bardziej spójną budowę struktury kompozytu wytworzonego metodą L-RTM niż laminowania ręcznego, co odzwierciedlają wyniki ze statycznej próby rozciągania. Kompozyt zawierający przyspieszacz i większą zawartość wzmocnienia posiadał wyższe wartości wytrzymałości o 23 i 26%, odpowiednio dla kompozytu z mniejszą zawartością wzmocnienia i kompozytu z wyższym ciśnieniem wtłaczanej żywicy. W dalszej części monografii badania wstępne uwidoczniły zmiany właściwości mechanicznych wskutek działania obciążeń statycznych po określonym czasie. Rozrzut wartości charakterystyk wytrzymałościowych spowodowany aspektami starzenia spowodował nagromadzenie się defektów i uszkodzeń w strukturach materiałów. Kompozyt przy bardziej spójnym upakowaniu mikrocząsteczek wykazał poprawę wytrzymałości o ok. 1,5% po dwuletniej ekspozycji. Dłuższy czas utwardzania i wyższe ciśnienie wtłaczania żywicy kompozytu po trzech latach ekspozycji w porównaniu z dwuletnim okresem starzenia zmniejszył odpowiednio σ i E o ok. 11% i 40%. Bardziej stabilne właściwości posiadały kompozyty zawierające prawie tę samą ilość procentową wzmocnienia z nieznacznie różniącą się zawartością utwardzacza, których σ i E zmniejszyły się o ok. 10 i 30% (7% dla kompozytu z większą o 20% zawartością utwardzacza). Mniejsza ilość utwardzacza w kompozycie spowodowała zmniejszenie σ a zarazem zwiększenie E odpowiednio o 8% i 20% w stosunku do kompozytu po trzyletnim okresie ekspozycji. Nie zaobserwowano znacznych zmian σ w kompozycie z mniejszą zawartością wzmocnienia odnośnie kompozytu w skład którego wchodziło o 23% więcej wzmocnienia szklanego po trzyletniej ekspozycji.

Ustalono dla kompozytu polimerowego wytworzonego metodą infuzji (jako połączenie dwóch metod, metody RTM oraz technologii worka próżniowego) w porównaniu do metody L-RTM mniejszy rozrzut charakterystyk wytrzymałościowych, który określono na poziomie 10%. Wyznaczona ze statycznej próby rozciągania średnia wartość wytrzymałości statycznej WMK posłużyła do określenia poziomów naprężeń krzywej zmęczenia (S-N) badanego materiału. Ze względu na to, że niektóre konstrukcje pracują pod działaniem dużych ob-

ciążeń z niewielką liczbą cykli zdecydowano o przeprowadzeniu badań w zakresie małej liczby cykli (1000, 2000 oraz 3000), przy ustalonych poziomach siły (0,8; 0,7 i $0,5F_{sr,max}$). Znajomość takich charakterystyk materiału jest niezbędna przy projektowaniu konstrukcji pracujących w warunkach obciążeń zmiennych. Z przeprowadzonego eksperymentu wyznaczono krzywą zmęczenia materiału polimerowego (S-N), która pozwoliła oszacować poziomy obciążeń przy określeniu wytrzymałości resztkowej (S_R) z wybraną liczbą cykli. Uzyskane wyniki nie wykazują dużych zmian wytrzymałości resztkowej, czego nie możemy powiedzieć o odkształceniu. Określono największy spadek wytrzymałości w przypadku zmęczenia przy 1000 cykli, gdy wytrzymałość resztkowa stanowi ok. 86% wartości S_R po 2000 cykli. W przypadku zwiększenia obciążenia, kompozyt bardzo szybko osiągał stan krytyczny, po czym następował gwałtowny proces degradacji wewnętrznej struktury, wskutek odkształceń trwałych jako kumulacji różnego rodzaju uszkodzeń. W podsumowaniu przeprowadzonych rozważań stwierdzono negatywny wpływ nie tylko obciążeń cyklicznych, ale i środowiska korozyjnego na właściwości wytrzymałościowe badanego kompozytu. Spadek wytrzymałości w obciążeniach cyklicznych, wykazał znacznie większą tendencję do utraty wytrzymałości. Przeprowadzone badania przy 1000 cyklach (przy tym samym poziomie siły) ujawniły mniejszą średnią wytrzymałość resztkową o ok. 25% po upływie dwóch i trzech miesięcy ekspozycji kompozytu w środowisku korozyjnym. Im większy był poziom obciążenia, tym bardziej widoczny był wpływ czasu ekspozycji na właściwości zmęczeniowe kompozytu polimerowego. Są to bardzo duże zmiany analizowanych charakterystyk spowodowane zmianami zachodzącymi w konkretnych mikrostrukturach podczas długotrwałego oddziaływania środowiska wodnego. Woda wnikać w głąb materiału powodowała rozwój defektów technologicznych oraz powstawanie uszkodzeń mikrostruktury (pęknięcia osnowy i włókien z licznymi odwarstwieniami komponentów kompozytu), przyczyniając się do szybszego zniszczenia kompozytu. Ustalono na podstawie przeprowadzonych badań, że tendencje zmian mikrostruktur są podobne do zmian w mikrostrukturach uzyskanych podczas długotrwałego oddziaływania środowiska wodnego i związków chemicznych. Pokazane mikrostruktury uwidaczniają liczniejsze miejsca utraty adhezji na granicy kontaktu włókna z osnową (tzw. *debonding*) oraz liczne wżery. Łączące się mikropełnienia matrycy i warstwy granicznej tworzą w efekcie pęknięcie poprzeczne przebiegające przez całą grubość warstwy. Uwzględniając przedstawione zjawiska, stwierdzono, iż agresywne związki chemiczne w postaci ciekłej (czy również gazowej), poprzez oddziaływanie powierzchniowe lub dyfuzję wewnątrz materiału polimerowego, wpływają praktycznie w podobny sposób co woda.

2. Przeprowadzono badania kompozytów warstwowych o osnowie polimerowej, wytworzonych z preimpregnatów (na bazie tkanin, czy mat). Badania prowadzono na prefabrykatach (preimpregowanych w postaci płyt, prętów). W ich

wyniku ustalono zależności jakości właściwości mechanicznych od aspektów kształtowania wymiarowego (tj. od jakości ciętej krawędzi próbki) [32, 34, 35, 39, 40, 41].

Stwierdzono zdecydowaną przewagę efektywności cięcia WMK strugą wodno-ścierną (AWJM) w porównaniu do cięcia laserowego, czy mechanicznego, zapewniając wysoką jakość ciętej krawędzi oraz powtarzalność wymiarów obrabianych detali. Kompozyt o osnowie polimerowej w czasie obróbki AWJM, w porównaniu z narzędziem skrawającym, nie wchodził w zakres plastycznych odkształceń poprzez nagrzanie ciętej powierzchni, lub nadmierne umocnienie (zgniot), zapewniając „jednolitość” ciętej krawędzi. W przypadku cięcia metodą AWJM intensywność tych oddziaływań była relatywnie niska, zatem proces ten nie powodował znacznych destrukcji struktury materiału w sąsiedztwie linii cięcia.

Określono eksperymentalnie jakość obróbki powierzchni wysokociśnieniową strugą wodno-ścierną poprzez szczegółową analizę rozkładu jednostkowych nacisków strugi, opisu prędkości jej przepływu, czy poziomu podciśnienia decydującego o prędkości i natężeniu przepływu powietrza zasysanego przez centralny otwór dyszy. W badaniach wstępnych stwierdzono, iż najlepszą wytrzymałość uzyskały próbki kompozytu dwukierunkowego, wytworzone metodą infuzji ciętego AWJM pod kątem 45° z prędkością 3 m/s, w porównaniu do 5 i 10 m/s, odpowiednio o ok. 9 i 6% (powyższą zależność otrzymano również dla próbek ciętych pod kątem 90° o wyższych wartościach odpowiednio o 8 i 5%). Odwrotną zależność ustalono dla próbek ciętych wzdłuż wzmocnienia, gdzie lepszą wytrzymałość dla danego materiału otrzymano przy prędkościach przesuwu strugi wodno-ściernej o wartości 5 czy 10 m/s. Korzystny zestaw wartości sił oddziaływań cząstek ściernych z tym materiałem minimalizuje inicjowanie i rozprzestrzenienie się pęknięć w komponentach kompozytu, czego nie gwarantuje nam przecinanie mechaniczne np. metoda frezowania z użyciem wspomaganie numerycznego CNC.

W wyniku przeprowadzonych badań na próbkach WMK formowanych metodą laminowania ręcznego, stwierdzono zmiany wytrzymałościowe na korzyść próbek ciętych metodą frezowania z użyciem wspomaganie numerycznego CNC o ok. 9%, w porównaniu z frezowaniem konwencjonalnym. Ustalono, że wzrost ten spowodowany jest większym utrzymaniem parametrów technologicznych, co skutkuje mniejszą ilością imperfekcji na powierzchniach cięcia i przekłada się na wytrzymałość formowanego metodą kontaktową kompozytu.

Ustalono mniejszy spadek właściwości mechanicznych kompozytu przy cięciu WMK metodą frezowania z użyciem wspomaganie numerycznego CNC, w porównaniu z cięciem strugą wodno-ścierną.

W warunkach cięcia laserowego uzyskuje się warstwę wierzchnią składającą się (analizując w głąb materiału) ze zniszczonej, w wyniku karbonizacji, warstwy zwęglonej i strefy wpływu ciepła (SWC), w których występuje destrukcja

i zmiany składu chemicznego kompozytu polimerowego. Ustalono, że w warstwie tej osnowa ulega pełnemu lub częściowemu zniszczeniu. W strefach zwęglonej i SWC powstają straty masowe materiału, czego nie obserwujemy w strefie powierzchniowego wpływu ciepła (SPWC). Przy mechanicznej obróbce kompozytu szklanego struktura zostaje naruszona w obszarze cięcia (czego nie zaobserwowano w obróbce laserowej wskutek braku bezpośredniego kontaktu narzędzia z materiałem). Ponadto na krawędzi ciętego materiału (wiązką lasera), występuje zjawisko „spiekania” tworząc monolityczną strukturę w strefie obróbki laserowej. Stwierdzono jej dodatni wpływ na mechaniczne właściwości obrabianego kompozytu.

Celem tych badań było zilustrowanie choć częściowo problemu wpływu wytwarzania (parametrów technologicznych) i jakości ciętej krawędzi WMK na wartość i rozrzut parametrów zmęzeniowych uwzględniających oddziaływanie wielu istotnych warunków eksploatacyjnych, jakie wyznaczają środowisko chemiczne i korozyjne.

Kierując się tą przesłanką, badania przygotowawcze posłużyły opracowaniu dokładniejszego modelu matematycznego, na podstawie kompleksu badań dla złożonych struktur, przy szacowaniu nie tylko trwałości zmęzeniowej WMK, ale i tworzeniu baz danych uwzględniających warunki eksploatacji.

3. Określono i sprawdzono, na podstawie wyników eksperymentalnych, przyjęte hipotezy statystyczne rozkładów właściwości mechanicznych wiązek włókien i próbek, z uwzględnieniem zjawisk wynikających ze zmiany bazy pomiarowej próbek wytworzonych z kompozytu symetrycznego i niesymetrycznego [44, 46, 49, 54, 177, 178].

Stwierdzono, że wytrzymałość jak i rozrzut wytrzymałości wiązek włókien są znacznie większe od odpowiednich charakterystyk próbek wykonanych z WMK o osnowie polimerowej.

Potwierdzono (kryterium hipotezy OSPPT dla poziomu istotności $\alpha = 0,05$) słuszność przyjęcia hipotez o normalnym i logarytmiczno-normalnym rozkładzie wartości naprężeń normalnych dla wiązek włókien oraz próbek otrzymanych z WMK z różną L_{BP} badanych materiałów.

Stwierdzono możliwość prześledzenia, korzystając z zaproponowanej analizy statystycznej, zmiany wytrzymałości statycznej, z uwzględnieniem zjawisk wynikających ze zmiany bazy pomiarowej próbek.

Powyższa analiza statystyczna była podstawą do budowy modelu, według teorii łańcuchów Markowa, dla kompozytu warstwowego z zaprezentowaną metodologią nowego zestawu badań przy szacowaniu krzywej S-N i wytrzymałości resztkowej.

Ustalono, iż w analizie statystycznej (z zastosowaniem metody Browna), najkorzystniejsza sytuacja zachodzi przy znacznej liczbie powtórzeń pomiarów w formie rozkładów probabilistycznych, gdyż techniki analizowania niezawodności na przykładzie drzewa uszkodzeń czy metod blokowych diagramów niezawodności nie pozwalają na rozpatrywanie złożonych strategii procesów zniszczenia.

Ustalono, iż w przypadku modeli statystycznych czy fenomenologicznych (np. modele homogenizacji), opisujących zniszczenie kompozytów polimerowych, czy stałe materiałowe, występują tendencje do zawyżania lub zaniżania prognozowanych wartości. Odchyłki prognoz ze wzrostem wartości bezwzględnej, wyznaczone poprzez testy normalności z grupy nieparametrycznych testów istotności, maleją (wartości zmierzone powinny układać się dokładnie na prostej regresji: rozkład logarytmiczno-normalny, czy normalny), nie eliminują przy tym błędów wnioskowania (jedynie mogą być pomocne przy szacowaniu niepewności wyników końcowych).

4. Zbadane aspekty technologiczne wytwarzania WMK metodami w formach zamkniętych posłużyły nam do zaprezentowania nowego zestawu badań (wypracowanie nowych procedur) przy szacowaniu parametrów wytrzymałościowych (krzywej S-N i wytrzymałości resztkowej kompozytów o osnowie polimerowej) [36, 43, 50, 51, 52, 53].

Ustalono kompleksowe ujęcie badań zmęczeniowych przy określaniu parametrów wytrzymałościowych dla kompozytu symetrycznego i niesymetrycznego dające podstawy teoretyczne zarówno do zawężenia obszaru eksperymentalnego, jak i na wprowadzenie procesu symulacyjnego.

Sformułowano w rozprawie najbardziej ogólny model zmęczeniowy, wraz z równaniami określającymi asymetrię obciążeń cyklicznych, czy stałych materiałowych wyznaczonych na drodze eksperymentalnej, stanowiący podstawę wszechstronnych badań teoretycznych i symulacyjnych różnych układów architektury ułożenia warstw w materiale, a w szczególności uwzględniających różnorodność komponentów i metod wytwarzania kompozytu.

Po oszacowaniu tych parametrów, zgodnie z danymi krzywej zmęczenia, model można używać do przewidywania funkcji rozkładu wytrzymałości resztkowej po obciążeniu zmęczeniowym.

Stwierdzono, iż analiza uzyskanych wyników obliczeń pokazuje, że rozważany model w miarę dobrze opisuje „niższą część” krzywej zmęczeniowej i średnią wartość wytrzymałości resztkowej (co przedstawiono dla kompozytów warstwowych wytwarzanych metodami wtlaczania żywicy w próżni między wzmocnienie). Model może być użyty do „przewidywania życia zmęczeniowego” na różnych poziomach obciążenia zmęczeniowego i do „przewidywania” resztkowego życia zmęczeniowego po jakimś wstępnym obciążeniu zmęczeniowym. Model może być rozszerzony w przypadku asymetrii obciążeń cy-

klicznych, poprzez „zmiany” dowolnego cyklu, o współczynniku asymetrii $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ na „zastępczy”, pulsacyjny.

Rozważany model jest najbardziej odpowiedni do opisu procesów z pulsującymi cyklami obciążeń.

Model wykorzystuje nieliniową krzywą regresji zmęczeniowej prognozując zmiany charakterystyk komponentów kompozytowych i trwałości zmęczeniowej przy obciążeniach cyklicznych. We wszystkich tych przypadkach model daje nie tylko wartość średniej trwałości zmęczeniowej, ale także jego funkcji dystrybucji.

Rzetelność modeli została sprawdzona za pomocą danych doświadczalnych. Autor opracował pakiet programu do modelowania statycznego wytrzymałości i odporności na zmęczenie, a także oszacowanie parametrów modelu.

Zbudowany model matematyczny, może być narzędziem do całościowej analizy rozkładu wytrzymałości statycznej, oraz bazą danych do skonstruowania i opisanie krzywej S-N z możliwością przewidywania rozkładu wytrzymałości reszkowej pod obciążeniem. Poszukiwanie tego efektywnego rozwiązania jest tematem specjalnych badań. Dlatego teraz wydaje się, że model ten nie może być jeszcze rekomendowany to zastosowań „przemysłowych”. Według autora, zasługuje on jednak na pogłębione studia, z uwzględnieniem nie tylko architektury ułożenia, czy poziomu obciążenia z różną asymetrią, ale i technologii wytwarzania i kształtowania wymiarowego (dając szacunkową ocenę rozrzutu obserwowanych eksperymentalnych danych).

Na podstawie powyższych stwierdzeń opracowano analityczne modele pozwalające modelować parametry zmęczeniowe WMK z różną architekturą i różnorodnością komponentów z uwzględnieniem metod wytwarzania bazujących na teorii łańcuchów Markowa. Przeprowadzono obliczenia przy:

- a) modelowaniu parametrów zmęczeniowych kompozytu niesymetrycznego [0/45/0] o osnowie epoksydowej uwzględniając wpływ:
 - długości bazy pomiarowej próbki,
 - asymetrii próbki,
 - proces rozkładu wytrzymałości zmęczeniowej na przykładzie rozpatrywanej j -tej krytycznej mikroobjętości;
- b) modelowaniu parametrów zmęczeniowych WMK o osnowie epoksydowej, wytworzonego metodą infuzji, o architekturze ułożenia [+45/-45]_s;
- c) modelowaniu parametrów zmęczeniowych kompozytu symetrycznego [0/90/0/90] o snowie poliestrowej, wytworzonego metodą worka próżniowego, uwzględniając wpływ:
 - kształtowania wymiarowego poprzez różne rodzaje metod cięcia,
 - asymetrii próbki;

- d) modelowaniu wpływu środowiska korozyjnego na właściwości wytrzymałościowe kompozytu poliestrowo-szklanego z architekturą ułożenia $[0^\circ/90^\circ]$, wytworzonego metodą infuzji.

Zaproponowany model matematyczny zniszczenia kompozytu polimerowego z wykorzystaniem teorii łańcuchów Markowa potwierdził słuszność przyjętej tezy. Wykorzystując zaprezentowaną metodologię nowego zestawu badań przy szacowaniu krzywej S-N i wytrzymałości resztkowej, poprzez dodatkową analizę statystyczną otrzymaną z badań wstępnych i przygotowawczych, zmniejszył wartości błędu między zamodelowaną, a żadaną (otrzymaną z eksperymentu) wartością parametrów wytrzymałościowych.

9.2. Kierunki dalszych badań

Przedstawiony model trwałości zmęczeniowej kompozytu z wykorzystaniem teorii Markowa, pozwala na modyfikację parametrów wytrzymałościowych dla różnorodnych laminatów z różną architekturą ułożenia warstw. Kierunki dalszych badań to:

- Dobór technologicznych parametrów różnorodnych technik i metod wytwarzania WMK wpływających na zmniejszenie rozrzutu właściwości wytrzymałościowych.
- Opracowanie procedur ogólnego modelu matematycznego (z wykorzystaniem teorii Markowa), którego modyfikacja rozszerzyłaby model w kierunku możliwości, uwzględnienia specyfiki struktury ułożenia kompozytu hybrydowego o osnowie polimerowej.
- Problem jakości przejścia z asymetrycznych obciążeń cyklicznych, poprzez „zmiany”-dowolnego cyklu na „zastępcze” cykle obciążeń, nie tylko pulsacyjnych, ale i innych obciążeń dynamicznych.

Literatura

- [1] Аболиньш П.С.: *Тензор податливости однонаправленного армированного упругого материала*, Механика Полимеров, 4(1965), с. 52-59.
- [2] Aboudi J.: *Micromechanical characterization of the non-linear viscoelastic behavior of resin matrix composites*, Composites Science & Technology, 38/1990, pp. 371-386.
- [3] Adam T., Dickson R.F., Jones C.J., Reiter H.: *Power law fatigue damage model for fiber-reinforced plastic laminates*, Proc. Instn. Mech. Eng. 20(C3), 1986, pp. 155-166.
- [4] Adamson A.W.: *Physical Chemistry of Surfaces*, Wiley, New York 1982.
- [5] Amir D. Aczel.: *Complete Business Statistics*, Second Edition: Irwin, Burr Ridge Illinois, Boston, Sydney: Australia, © Richard D. Irwin, Inc, 1993.
- [6] Anderson T.W., Darling D.A.: *Asymptotic theory of certain 'goodness-of-fit' criteria based on stochastic processes*, Ann. Math. Statist. 23(1952), pp. 193-212.
- [7] Andersons J., Korsgaard J.: *Residual strength of GRP at high cycle fatigue*, ICCM-11 1997, pp. 135-144.
- [8] Ashbee K.: *Fundamental Principles of Fiber Reinforced Composites*, Technomic Publishing CO., INC–Lancaster 1989, p. 236.
- [9] Ashby M.F.: *Dobór materiałów w projektowaniu inżynierskim*, WNT, Warszawa 1998.
- [10] ASTM D 2991 (1991), Standard Practice for Obtaining Hydrostatic or Pressure Design Basis for "Fiberglass" (Glass-Fiber-Reinforced Thermosetting-Resin) Pipe and Fittings.
- [11] ASTM D638 – Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics.
- [12] Barchan A.: *Nowy opis doraźnego zniszczenia zginanej belki kompozytowej*, I Kongres Mechaniki Polskiej, 28–31.09.07 Warszawa, CD.
- [13] Barchan A., Chatys R.: *Experimental Verification of Some Elastic Properties of Unidirectional Composites*, Mechanics of Composite Materials, Vol. 44, No. 2, Springer, 2008, pp. 195-206 (ISSN 0191-5665).
- [14] Bairstow L.: *The elastic limits of iron under cyclical variations of stress*, Philosophical Transactions, Royal Society of London, Vol. 210, series A, 1910, pp. 35-55.
- [15] Barker C.R., Mazurkiewicz M.: *Evolution of an abrasive cleaning system*, VIth Inter. Symp. on Jet Cutting Technology. Surrey (UK) 1982. Paper K1, pp. 429-446.
- [16] Batdorf S.: *Preprint of Weibull's Memorial Symp.*, Stockholm 1984.
- [17] Bazhenov S.L.: *Bending failure of aramid fibre-reinforced composite*, Composites Vol. 26, 1995, pp. 757-765.
- [18] Bełzowski A.: *Badanie degradacji mechanicznej oraz ocena stopnia uszkodzenia polimerowych kompozytów włóknistych*, II International Congress of technical Dignostics, Warszawa 2000, CD, pp. 1-10.
- [19] Bełzowski A.: *Degradacja wytrzymałości kompozytu polimerowego pod wpływem obciążeń zmęczeniowych*, Mat. IV Konf. „Metody doświadczalne w budowie maszyn”, Szklarska Poręba 1999, s. 81-90.
- [20] Bełzowski A.: *Metoda oceny wytrzymałości długotrwałej kompozytów polimerowych*, Kwartalnik „Kompozyty” 2/2002, s. 38-41.

- [21] Bełzowski A.: *Wykorzystanie wytrzymałości reszkowej do oceny stopnia uszkodzenia kompozytu*, Kwartalnik „Kompozyty” 2/2002, s. 45-52.
- [22] Birkett D.: *Polymers on the move*, Educ. Chem., 44(2007)11.
- [23] Blumbergs I., **Chatys R.**, Kleinhofs M.: *Experimental research of composite material characteristics*, Journal "Transport and Engineering. Transport. Aviation Transport", No. 27., Series 6, Riga, RTU, 2008, pp. 33-39 (ISSN 1407-8015).
- [24] Болотин В.В.: *Объединенная модель разрушения композитных материалов при длительно действующих нагрузках*, Механика комп. матер 3/1981, с. 405-420.
- [25] Borkowski J.P.: *Teoretyczne i doświadczalne podstawy hydrostrumieniowej obróbki powierzchni*, Wyd. Poli. Koszalińskiej, Koszalin 2004, s. 328.
- [26] Braithwaite F.: *On the fatigue and consequent fracture of metals*. Institution of Civil Engineers, Minutes of Proceedings, No. 915, London 1854, pp. 463-475.
- [27] Broutman L.J., Sahu S.: *A new theory to predict cumulative fatigue damage in fiber-glass reinforced plastics*, Composite materials: testing and design (2nd Conference American Society for Testing and Materials, Philadelphia,), ASTM STP, 497, 1972, pp. 170-188.
- [28] Buckley J.J.: *Fuzzy Probability and Statistics*, Springer Verlag, Berlin–Heidelberg–New York 2006 (ISBN 978-3-540-30841-6).
- [29] Buckley J.J.: *Fuzzy Statistics*, Springer Verlag, Berlin–Heidelberg–New York 2004 (ISBN 3-540-21084-9).
- [30] Charewicz A., Daniel I.M.: *Damage mechanisms and accumulation in graphite/epoxy laminates*. Composite materials: fatigue and fracture, ASTM STP, 907, 1986, pp. 274-297.
- [31] **Chatys R.**: *Effect of Technological Aspects on the Mechanical Properties of Polymer Composites of the Reinforced of Glass Fibers*, Scientific Conference „Sieci i instalacje z tworzyw”, 19-21.10.2005 Beskid/k. Ustronia, pp. 43-48.
- [32] **Chatys R.**: *Mechanical Properties of Polymer Composites Produced by Resin Injection Molding for Applications Under Increased Demands for Quality and Repeatability*, Journal of "Ultrasound", 64(2), 2009, pp. 35-38 (ISSN 1392-2114).
- [33] **Chatys R.**: *Modeling of Composite Materials Produced with the RTM Method*, VII International Conference „AIRDIAG’2005”, 27-28.10.2005 Warszawa.
- [34] **Chatys R.**: *Modeling of Mechanical Properties with the Increasing Demands in The Range of Qualities and Repeatability of Polymers Composites Elements* [in] *Polymers and Constructional Composites*, Gliwice 2008, pp. 36-47 (ISSN 978-83-7335-541-5).
- [35] **Chatys R.**: *Моделирование влияние лазерной и механической обработки на прочность и качество композитных материалов*, International Conference, 13-17.02.2006 Moscov (Russia).
- [36] **Chatys R.**: *Modelowanie parametrów wytrzymałościowych kompozytów włóknistych z uwzględnieniem teorii łańcuchów Markowa*, „Przetwórstwo tworzyw” 3(146)2012, s. 169-173.
- [37] **Chatys R.**: *Wpływ parametrów technologicznych na starzenie żywicy polimerowej w kompozycie formowanym techniką lekkiego RTM-u*, Monografia: „Polimery

- i kompozyty konstrukcyjne”, pod redakcją prof. G. Wróbla, Wyd. Logos Press, Cieszyn 2009, s. 21-30 (ISSN 978-83-60917-40-4).
- [38] **Chatys R.:** *Wpływ technologii i eksploatacji na własności wytrzymałościowe kompozytu warstwowego*, Monograph Systems Operations Team SPE KBN PAN, "Problems of Maintenance of Sustainable Technological Systems", pt.: *Impact of Technological and Operational Factors on Strength Properties of the Layered Composite*, T. 1., ed. by Leszek Powierza, pp. 244-259.
 - [39] **Chatys R.:** *Wpływ kształtowania wymiarowego na modelowanie wytrzymałości resztkowej kompozytu polimerowego*, Monografia: „Polimery i kompozyty konstrukcyjne”, pod redakcją prof. G. Wróbla, s. 79-86 (ISSN 978-83-60917-05-3).
 - [40] **Chatys R.:** *The Influence of Water and the Corrosion Environment on the Process of Disruption of Polymer Composites Produced by Resin Injection Molding*, Journal "Mechanics", No. 219, 2007, pp. 79-88 (ISSN 0137-2335).
 - [41] **Chatys R.:** *Weryfikacja modeli homogenizacji określających właściwości mechaniczne laminatu przy cięciu strumieniem wody*, Technical Transactions PK "Mechanics" 1-M/2009, s. 61-65 (ISSN 1897-628X).
 - [42] **Chatys R.:** *Weryfikacja modeli homogenizacji przy modelowaniu właściwości mechanicznych laminatu formowanego techniką LRTM-u*, Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej „Budowa i Eksploatacja Maszyn”, nr 13, 2009, s. 104-112.
 - [43] **Chatys R.:** Sprawozdanie z projektu ESF, nr 2009/0209/1DP/1.1.1.2.0/09/APIA/VIAA/114 "Fatigue Experimental – Finish Program", Riga (Łotwa) 2010, pp. 1-15.
 - [44] **Chatys R., Aniskevicius A.:** *Proces zniszczenia kompozytu polimerowego formowanego techniką worka próżniowego z uwzględnieniem wpływ wody i środowiska korozyjnego*, Monografia: „Polimery i kompozyty konstrukcyjne”, pod redakcją prof. G. Wróbla, s. 71-78 (ISSN 978-83-60917-05-3).
 - [45] **Chatys R., Chatys I.:** *The influence of technology and atmosphere on the properties of fiber-reinforced polymer-matrix composite materials*, Journal "Ultrasound", 2006, No. 4(61), pp. 24-28 (ISSN 1392-2114).
 - [46] **Chatys R., Chatys I., Kleinhofs M.:** *Modelowanie wpływu warunków eksploatacji na własności wytrzymałościowe kompozytów wzmocnionych włóknem polimerowym*, XI Seminar „Plastics in machine design”, Cracow (Poland) 2006, pp. 123-126.
 - [47] **Chatys R., J. Darska, M. Opala.:** *Wpływ parametrów technologicznych na jakość kompozytu wytworzonego metodą lekkiego RTM-u*, Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej „Mechanika”, nr 83, 2005, s. 21-28.
 - [48] **Chatys R., K. Jorż.:** *Wpływ parametrów technologicznych na jakość formowanego kompozytu polimerowego metodami wtrysku*, Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej „Budowa i eksploatacja maszyn”, nr 2, 2006, s. 57-64.
 - [49] **Chatys R., Kleinhof M.:** *Statystyczne aspekty przy określaniu własności mechanicznych kompozytu polimerowego*, X Seminar "Plastics in Machine Design", Kraków, 29.09-01.10.2003, s. 77-82.
 - [50] **Chatys R.:** *Investigation of the Effect of Distribution of the Static Strength on the Fatigue Failure of a Layered Composite by Using the Markov Chains Theory*, Journal "Mechanics of Composite Materials", Vol. 48, No. 6, 2012, pp. 911-922 (ISSN 0191-5665).

- [51] **Chatys R.**, A. Łubianka.: *The effect of time and water absorption on the failure of polyester-glass fiber laminates subjected to cyclic loads*, Journal Transport and Engineering. Transport. Aviation Transport, Series 6, No. 27, Riga, RTU, 2008, pp. 271-276 (ISSN 1407-8015).
- [52] **Chatys R.**, A. Łubianka.: *The Influence of Environment Factor on the Process of Disruption of Polymer Composites*, Journal "Construction and the exploitation of the machines", No. 7, 2007, pp. 71-76.
- [53] **Chatys R.**, Paramonova A.Yu., Kleinhof M.A.: *Analysis of Residual Strength after Fatigue in Fibrous Composite using Markov Chains Model*, Monography: "Selected Problems of Modeling and Control in Mechanics", ed. by Stanisław Adamczak and Leszek Radziszewski, Kielce 2011, pp. 166-178 (PL ISSN 1897-2691).
- [54] **Chatys R.**, Skrobaczki Z.: *Zastosowanie metody Browna do prognozowania zniszczenia kompozytu warstwowego*, "Maintenance and Reliability", No. 1, 2010, pp. 56-66 (ISSN 1507-2711)
- [55] Chiu H., Yu B., Chen S.C., Lee L.J.: *Heat transfer during flow and resin reaction through fiber reinforcement*, Chemical Engineering Science, Vol. 55, 2000, pp. 3365-3376.
- [56] Choi M.A., Lee M.H., Chang J., Lee S.J.: *Permeability modeling of fibrous media in composite processing*, Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics, Vol. 79, 1998, pp. 585-598.
- [57] Chou P.C., Croman R.: *Degradation and sudden death models of fatigue of graphite/epoxy composites*, Composite materials: testing and design (5th conference), ASTM STP, 674, 1979, pp. 431-154.
- [58] Chou P.C, Croman R.: *Residual strength in fatigue based on the strength-life equal rank assumption*, J. Compos. Mat., No. 12, 1978, pp. 177-194.
- [59] Chłopek J.: *Kompozyty w medycynie*, Journal Composites, Vol. 1, No. 1, 2001, pp. 50-54.
- [60] Clark G., Saunders D.S., Van Blaricum T.J., Richmond M.: *Moisture absorption in graphite/epoxy laminates*, Composites Science and Technology, 1990, 39, pp. 355-375.
- [61] Cullmanna G.: *Les chaines de Markov multiplles: programmation dynamique*, Pris, Masson, 1980.
- [62] Curtin W.A.: *Dimensionality and Size Effects on the Strength of Fiber-Reinforced Composites*, Composites Science and Technology, Vol. 60, 2000, pp. 543-551.
- [63] D'Amore A., Caprino G., Stupak P., Zhou J., Nicolais L.: *Effect of Stress Ratio on the Flexural Fatigue Behaviors of Continuous Strand Mat Reinforced Plastics*, J. Science and Engineering of Composite Materials, Vol. 5, No. 1, 1996, pp. 1-8.
- [64] Daniel I.M.: *Фотоупругое исследование композитов*. Механика композит. материалов. Т.2, 1978.
- [65] Daniel I.M., Ishai O.: *Engineering mechanics of composite materials*, Oxford Univ. Press, New York–Oxford, 1994.
- [66] Dąbrowski H.: *Strukturalno-statystyczne kryterium wyężenia materiałów wielofazowych na przykładzie polimerowych kompozytów włóknistych*, Wyd. PW, Wrocław 2003.

- [67] Delft D.R.V., Rink H.D., Joosse P.A., Bach P.W.: *Fatigue behavior of fiberglass wind turbine blade material at the very high cycle range*, "Proceedings European Wind Energy Conference", 1994, pp. 379-84.
- [68] Diao X., Lessard L.B., Shokrieh M.M.: *Statistical model for multiaxial fatigue behavior of unidirectional plies*, Compos. Sci. Tech. 59, 1999, pp. 2025-2035.
- [69] Diez-Gutierrez S., Rodriguez-Perez M.A., De Saja J.A., Velasco J.I.: *Dynamic mechanical analysis of injection- moulded discs of polypropylene and untreated and silane-treated talc-filled composites*, Polymer 40, 1999, pp. 5345-5353.
- [70] Dobryniewski K.: *Wyznaczanie stałych materiałowych kompozytu warstwowego o różnych współczynnikach wypełnienia*, Kwartalnik „Kompozyty” 12/2004, s. 439-443.
- [71] Dolar A., Steif P.S.: ASME J. of Appl. Mech., Vol. 58., 1991, pp. 584-586.
- [72] Duga J.J., et al.: *The Economic Effects of Fracture in the United States*, Part II, A Report to NBS by Columbus Laboratories, 1983.
- [73] Dynkin E.B., Juskevici A.A.: *Controlled Markov processes*, Springer Verlag, Berlin 1979.
- [74] Eckold G.: *Design and manufacture of composite structures*, Wood head Publishing, 1994.
- [75] Epaarachchi J.A., Clausen P.D.: *A new cumulative fatigue damage model for glass fiber reinforced plastic composites under step/discrete loading*, Compos. 36/2005, pp. 1236-1245.
- [76] Firdaouss M., Duplessis J.P.: *On the prediction of Darcy permeability in nonisotropic periodic two-dimensional porous media*, J. of Porous Media, Vol. 7, 2004, p. 40.
- [77] Fleming W.H., Sonner H.M.: *Controlled Markov processes and viscosity solutions*, Springer Verlag, New York 1993.
- [78] Found M.S., Quaresimin M.: *Two-stage fatigue loading of woven carbon fiber reinforced laminates*, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 26/2003, pp. 17-26.
- [79] Freundental A.M., Gumbel E.J.: *Psychical and statistical aspects of fatigue*, Adwent. Appl. Mech., Vol. 4, 1956.
- [80] Фудзии Т., Дзако М.: *Механика разрушения композитных материалов*, М. Мир, 1982.
- [81] Foye R.L., Baker D.J.: *Design of Orthotropic Laminates*, 11th Annual AIAA Conf. On Structures, Structural Dynamics and Materials, Denver (USA) 1970.
- [82] Garbarski J.: *Materiały i kompozyty niemetalowe*, Wyd. PW, Warszawa 2001.
- [83] Gamstedt E.K., Sjöëgren B.A.: *An experimental investigation of the sequence effect in block amplitude loading of cross-ply composite laminates*, Int. J. Fatigue 24/2002, pp. 437-446.
- [84] German J.: *Podstawy mechaniki kompozytów włóknistych*, WPK, Kraków 1996.
- [85] Gnatowski A.: *Wpływ rodzaju napelnacza na właściwości wybranych mieszanin polimerowych*, Kwartalnik „Kompozyty” 2/2005, s. 63-68.
- [86] Голденблат И.И., Корнова Б.А.: *Критерий прочности и пластичности конструкционных материалов*. Москва, Машиностроение, 1968.

- [87] Greń J.: *Statystyka matematyczna: podręcznik programowany*, PWN, Warszawa 1987 (ISBN 83-01-01202-1).
- [88] Grzegorzewski P.: *Wspomaganie decyzji w warunkach niepewności. Metody statystyczne dla nieprecyzyjnych danych*, AOW Exit, Warszawa 2006 (ISBN 83-60434-05-0).
- [89] Guigon M., Jinkin M.K.: *The interface and interphase in carbon fibre-reinforced composites*, Journal "Composite", Vol. 25, 1994.
- [90] Gurvich M.R., Pipes R.B.: *Strength Size Effect of Laminated Composites*, Composites Science and Technology, Vol. 55, 1995, pp. 93-105.
- [91] Guz. A.N.: *Mechanika kompozytowych materialow i elementow konstrukcji*, t. 3, Naukowa Dumka, Kijew 1983.
- [92] Наседкин Ю.В., Царев В.Ф., Зеленина И.В.: *Резка органоластиков излучением CO₂ – лазера. Механика композитных материалов*, т. 35, н. 53, 1999, с. 375-384.
- [93] Hahn H.T., Kim R.Y.: *Proof testing of composite materials*, J. Compos. Mat., No. 9, 1975, pp. 297-311.
- [94] Halpin J.C., Johnson T.A., Waddups M.E.: *Kinetic fracture models and structural reliability*, Int. J. Fract. Mech. 8/1972, pp. 465-468.
- [95] Halvarson H.G., Curtin W.A., Reifsnider K.L.: *Fatigue life of individual composite specimens based on intrinsic fatigue behavior*, Int. J. Fatigue, 19(5)1996, pp. 369-377.
- [96] Harlow P., Phoenix S.: *J. Composite Materials*, Vol. 12, 1978, pp. 195-213.
- [97] Harpera A.R.: *Zalety procesu formowania kompozytów z ciekłej żywicy w zamkniętych formach*, JEC Composites, VIII-IX 2003.
- [98] Hashish M.: *Theoretical and Experimental investigation of high velocity water jet cutting*, PhD Thesis, Concordia University, Montreal 1977.
- [99] Hashin Z., Rotem A.: "Journal of Composite Materials", No. 7, 1973, pp. 448-464.
- [100] Hedgepeth J., Van Dyke P.: "Journal of Composite Materials", Vol. 1, 1967, pp. 294-309.
- [101] Heiniger K.C.: *Introduction to the flow states in water jet system*, 11th Inter. Conf. on Water Jet Machining, WJM 2001, Cracov 2001, pp. 30.
- [102] Henne M., Ermanni P., Deleglise M., Krawczak P.: *Heat transfer of fiber beds in resin transfer molding: an experimental approach*, Composites Science and Technology, Vol. 64, Pergamon, Elsevier Science Ltd., UK 2004.
- [103] Henne M., Ermanni P., Deleglise M., Krawczak P.: *Heat transfer of fiber beds in resin transfer molding: an experimental approach*, Composites Science and Technology, Vol. 64, Pergamon, Elsevier Science Ltd., UK 2004.
- [104] Hinton M.J., Kaddour A.S., Soden P.D.: *Failure Criteria in Fibre Reinforced Polymer Composite: the World-Wide Failure Exercise*, Special Issue Composites Science and Technology, Elsevier, Amsterdam, Oxford, T. I, II, 2004.
- [105] Hoes K., Dinescu D., Sol H., Vanheule M., Parnas R. S., Luo Y., Verpoest I.: *New set-up for measurement of permeability properties of fibrous reinforcement or RTM*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 33, 2002, pp. 959-969.
- [106] Hopkinson B.: *A high-speed fatigue-tester and the endurance of metals under alternating stresses of high frequency*, Proceedings of the Royal Society of London, Series A, Vol. 86, 1912, pp. 131-149.

- [107] Hsiao K.T., Advani S.G.: *Modified effective thermal conductivity due to heat dispersion in fibrous porous media*, Int. J. Heat Mass Transfer, Vol. 42, 1999, pp. 1237-1254.
- [108] Hsiao K., Laudorn H., Advani S.G.: *Experimental investigation of heat dispersion due to impregnation of viscous fluids in heated fibrous porous during composites processing*, ASME J. of Heat Transfer, Vol. 123, 2001, pp. 178-187.
- [109] Htchinson J.W.: *Act Metall*, 35, 1987, pp. 1605-1619.
- [110] Hunt, M.L., Tien, C.L.: *Effects of thermal dispersion on forced convection in fibrous media*, Int. J. Heat Mass Transfer, Vol. 31, 1987, pp. 301-309.
- [111] Hwang W., Han K.S.: *Cumulative damage models and multi-stress fatigue life prediction*, J. Compos. Mater. 20/1986, pp. 125-153.
- [112] Imielińska K.: *Environmental stress cracking in E-glass and aramid/glass epoxy composites*, Journal Composites, Vol. 4, No. 6, 2006, pp. 18-23.
- [113] Imielińska K.: *Degradation and damage of advanced laminate polymer composites due to environmental effects and low velocity impact*, Publishing PG, Gdańsk 2005.
- [114] Imielińska K., Wojtyra R.: *Wpływ absorpcji wody na właściwości laminatów winylo-estrowych wzmocnionych włóknem aramidowym i szklanym*, Composites, 3(2003)7, s. 192-197.
- [115] Imielińska K., Wojtyra R.: *Udarowe pękanie hybrydowych kompozytów epoksydowych zbrojonych włóknami szklanymi, węglowymi i aramidowymi*, Inżynieria Materiałowa, nr 3/2003, s. 127-133.
- [116] Iosifescu M.: *Skończone procesy Markowa i ich zastosowanie*, PWN, Warszawa 1988.
- [117] Ipek H.: *Modeling of Resin Transfer Molding for composites manufacturing*, Internet Thesis, Dept. of Mech. Eng., graduate School of Natural and Applied Sciences of Middle East Technical University, 2005.
- [118] Ishai O., Daniel I.M.: *Engineering mechanics of composite materials*, Oxford Univ. Press, New York–Oxford 1994.
- [119] Jain L.K., Mai Y.W.: *Recent work on stitching of laminated composites-theoretical analysis and experiments*, proceedings of ICCM-11, Gold Coast, Australia 1997.
- [120] Johnson R.J., Pitchman R.: *Flow Control using Localized Induction Heating in a VARTM Process*, Composites Science and Technology, Vol. 67, 2007, pp. 669-684.
- [121] Jones R.M.: *Mechanics of Composite Materials*, Taylor & Francis, London 1999.
- [122] Kachanov M.: *Advances In Applied Mechanics*, Vol. 30, 1994, pp. 259-445.
- [123] Kaleta J.: *Doświadczalne podstawy formułowania energetycznych hipotez zmęczenia*, nr 59, Wyd. PW, 1998.
- [124] Kamiński M.: *Homogenized properties of n-component composite materials*, J. Eng. Sci. 38 (4)2000, pp. 405-427.
- [125] Karpiński J.: *Zastosowanie techniki resin infusjon do budowy form*, Miesięcznik techniczno-ekonomiczny „Rynek Chemiczny” 10/2004.
- [126] Karta technologiczna tkaniny szklanj UDO®, typu E (Udo UD ES 500/300) firmy SGL epo GmbH.

- [127] Kashani P., Rodriguez A., Minaie B.: *Optimization of the Infusion Process using Adaptive Control Coupled with Genetic Algorithm in Resin Transfer Molding*, Proceedings of the 3rd Annual GRASP Symposium, Wichita State University, 2007.
- [128] Katunin A.: *Self-heating effect in laminate plates during harmonic forced loading*, Scientific Problems of Machines Operation and Maintenance, No. 2, Vol. 44, 2009, pp. 73-83.
- [129] Kaviany M.: *Principles of Heat Transfer in Porous Media*, 2nd Ed., Springer Verlag, New York 1995.
- [130] Kim S.K., Oppere J.G., Daniel I.M.: *Determination of permeability of fibrous medium considering inertial effects*, Int. Comm. Heat Mass Transfe, Vol. 29, 2002, pp. 879-885 (BYLO 131).
- [131] Klasztorny M., Gieleta R.: *Modelowanie lepkosprężyste duraplastów*, „Mechanika”, z. 219, Wyd. PW, 2007, s. 231-250.
- [132] Kleinhofs M.A.: *Исследование статической и усталостной прочности композитных материалов используемых в конструкции летательных аппаратов*, Дис, Канд, Техн. Наук, Рига 1983.
- [133] Kmita G., Nowak T., Sekuła R., Katakura Y.: *Modelowanie i ocean naprężeń w komponentach żywicznych*, Technical Transactions PK "Mechanics" 1-M/2009, s. 173-179 (ISSN 1897-628X).
- [134] Kocańda S.: *Zmęczeniowe niszczenie metali*, WNT, Warszawa 1978.
- [135] Koczmar J.W.P.: *Materiały kompozytowe w budowie środków transportu*, „Materiały kompozytowe”, Kwartalnik Techniczno-Naukowy, nr 1/2012, s. 12-15.
- [136] Kolmogorov A.N.: *Sulla determinazione empirica di una legge di distribuzione*, Istituto Italiano degli Attuari, Giornale, 4(1)/1933, s. 83-91.
- [137] Konsztowicz K.: *Kompozyty wzmacniane włóknami, podstawy technologii*, Wyd. AGH, Kraków 1986.
- [138] Koszkuł J., Mazur P.: *Kompozyty z recyklatu poli(tereftalanu etyleny) z krótkim włóknem szklanym*, Kwartalnik „Kompozyty”, nr 8/2003, s. 348-352.
- [139] Koszkuł J.: *Materiały polimerowe*, Wyd. Pol.Częstochowskiej, Częstochowa 1999.
- [140] Кроссман Ф.В.: *Анализ разрушения слоистых композитов у свободного края, Разрушение композитных материалов*, Механика композит. Материалов, н. 2/1979, с. 280-290.
- [141] Królikowski W.: *Polimerowe kompozyty konstrukcyjne*, PWN, Warszawa 2012.
- [142] Kuttkat B.: *Leichtgewichte sind gefragt*, Maschinenmarkt, 113(2007)29, s. 102-107.
- [143] Kwiatkowski D.: *Badania odporności na pękanie podczas próby dynamicznego zginania próbek z wybranych kompozytów polimerowych [w:] Materiały polimerowe*, praca zbiorowa, CWA Regina Poloniae, Częstochowa 2008, s. 97-102.
- [144] Layeghi M., Karimi M., Nouri-Borujerdi A., Reza Seyf H.: *A Numerical Analysis of Heat Transfer in Resin Transfer Molding Process*, J. of Porous Media, Vol. 11, 2008, pp. 48-67.
- [145] Leda H.: *Kompozyty polimerowe z włóknami ciągłymi*, WPP, Poznań 2000.
- [146] Лиггетта Т.: *Процессы Маркова с локальными взаимодействиями*. Москва, Мир, 1988.

- [147] Lilliefors H.: *On the Kolmogorov-Smirnov test for normality with mean and variance unknown*, J. American Statist. Assoc. No. 62, 1967, pp. 399-402.
- [148] Маймеистер А.К., Тамуж В.П., Тетерс Г.А.: *Сопротивление полимерных и композитных материалов*, Рига, Зинатне, 1980
- [149] Mal O., Courniot A., Dupret F.: *Non-isothermal simulation of resin transfer molding process*, Composites Part A, Vol. 29A, 1998, pp. 189-198.
- [150] Malick P.K.: *Fiber-Reinforced Composites*, Marcel Dekker, New York 1993.
- [151] Mano J.F., Sousa R.A., Boesel L.F., Neves N.M., Reis R.L.: *Bioinert, biodegradable and injectable polymeric matrix composites for hard tissue replacement: state of the art and recent developments*, Comp. Sci. Technol., No. 64, 2004, pp. 789-817.
- [152] Mazurkiewicz M.: *Niektóre aspekty intensyfikacji obróbki materiałów wysokociśnieniową strugą cieczy*, Prace Naukowe ITBM PW, nr 19, Seria: Monografie, nr 2, Wyd. PW, Wrocław 1977.
- [153] Masters J.E., Reifsnider K.L.: *An investigation of cumulative damage development in quasi-isotropic graphite/epoxy laminates*, Damage in composite materials, ASTM STP, 775, 1982, pp. 40-62.
- [154] Meguid S.A., Gaultier P.E., Gong S.X.: *Engineering Fracture Mechanics*, No. 38, 1991, pp. 451-465.
- [155] Member A.W., Koller J.: *A comparison between grit-blasting (AB), waterjetting (UHP) and ultra-high pressure abrasive blasting (UHPAB) for steel surface preparation*, Manuscript, XVIIth Inter. Conf. on Water Jetting "Advances and Future Needs", Mainz (Germany) 2004.
- [156] Meng P., Decaro L.S.M., Greskin E.S., Leu M., Huang Z.: *Mathematical modelling of waterjet cleaning*, IXth American Waterjet Conf. Darborn, No. 37, 1997, pp. 509-523.
- [157] Miner M.A.: *Cumulative damage in fatigue*, J. Appl. Mech., No. 67, 1945, pp. 159-164.
- [158] Miwa N., Endo I.: *Critical fiber length and tensile strength for carbon fiber epoxy composites*, Journal of Material Science, No. 29, 1997, pp. 1162-1174.
- [159] Muc A.: *Design of composite structures under cyclic load*, Computers&Strutures, No. 76, 2000, pp. 211-218.
- [160] Muc A.: *Zagadnienia zmęczeniowe i optymalizacja kompozytów polimerowych*, IV Szkoła Kompozytów, Warszawa-Wisła 2003, s. 123-143.
- [161] Mutder J., Gaymans R.J.: *Fracture of polypropylene: The effect of crystallinity*, Polymer, Vol. 39, 1998, pp. 5477-5481.
- [162] Myszka W.: *Komputerowy system obsługi eksperymentu*, WNT, Warszawa 1991 (ISBN 83-204-1428-8)
- [163] Nield D.A., Kuznetsov A.V., Xiong M.: *Thermally developing forced convection in a porous medium: parallel-plate channel or circular tube with isothermal walls*, J. of Porous Media, Vol. 7, 2004, pp. 30.
- [164] Nurok G.A.: *Процессы и технология гидромеханики открытых горных работ*, Учебник для ВУЗОВ – 3 изданије, Нидера, Москва 1985.
- [165] O'Brien T.K., Reifsnider K.L.: *Fatigue damage evaluation through stiffness measurements in boron-epoxy laminates*, J. Compos. Mat. No. 15, 1981, pp. 55-70.

- [166] Ochelski S.: *Metody doświadczalne mechaniki kompozytów konstrukcyjnych*, WNT, Warszawa 2001.
- [167] Oldyrev P.P., Tamuzh V.P.: *Polymer Mechanics*, No. 5, 1967, pp. 571-576.
- [168] Optimat Blades: Reliable Optimal Use of Materials for Wind Turbine Rotor Blades, Contract no. ENK6-CT-2001-00552. Available from: <http://www.ecn.nl/optimat/2001-06>.
- [169] Orowan E.: *Theory of the fatigue of metals*, Proceedings of the Royal Society of London, Series A, Vol. 171, 1939, pp. 79-106.
- [170] Owen M.J., Howe R.J.: *The accumulation of damage in a glass – reinforced plastic under tensile and fatigue loading*, Journal of Physics, D5, 1972.
- [171] Pagano N.J., Pipes R.B.: *Some Observations on the Interlaminar Strength in Composite Laminates*, Intern. J Mechanical Sci., Vol. 15, 1973, pp. 538-548.
- [172] Pagano N.J., Pipes R.B.: *The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength*, Journal of Composite Materials, Vol. 5, 1971, pp. 50-57.
- [173] Panasyuk V., Savruk M., Datsyshin A.: *Stress distribution around Cracks in Plates and Shells*, Naukova Dumka, Kiev 1976.
- [174] Papanicolas G.C., Kakavas P.A., Anifantis N.K.: *The role of interphasial inhomogeneities on failure mechanism of fiber-reinforced composites*, Progress in Durability Analysis of Composite Systems, Reifsnider&Cardon, Balkema, Rotterdam 1998.
- [175] Paramonov Yu.M.: *Methods of Mathematical Statistics in Problems on the Estimation and Maintenance of Fatigue Life of Aircraft Structures* (in Russian), Riga: RIIGA, 1992.
- [176] Paramonov Yu., Andersons J.: *A family of weakest link models for fibre strength distribution*, Composites: Part A38, 2007, pp. 1227-1233.
- [177] Paramonov Yu., Chatys R., Andersons J., Kleinhofs M.: *Poisson process of defect initiation in fatigue of a composite material*, International Conferences "Rel-Stat'2011", 20-21.10.2011 Riga (Latvia) 2011, pp. 1-12 (CD).
- [178] Paramonov J., Chatys R., Anderson J., Kleinhofs M.: *Markov Model of Fatigue of a Composite Material with Poisson Process of Defect Initiation*, J. Mechanics of Composite Materials, Vol. 48, No. 2, 2012, pp. 211-228.
- [179] Paramonov Yu.M., Kleinhof M.A., Paramonova A.Yu.: *Markov Model of Connection Between the Distribution of Static Strength and Fatigue Life of a Fibrous Composite*, Mech. Compos. Mater., Vol. 42, No. 5, 2006, pp. 615-630.
- [180] Парфеев В.М., Олдырев П.П.: *Оценка поврежденности стеклопластика при циклическом изгибе*. Механика композит. Материалов, N. 6, 1977, pp. 1058-1061.
- [181] Pavelko V.P., Pavelko I.W., Chatys R.: *Influence of low-speed impact damages beyond the strength of fibrous composites*, IV All-Russian Conference "Irreversible processes before nature and technology", 29-31.01.2007 Moscow (Russia), pp. 352-355.
- [182] Pavelko I.V., Pavelko V.P., Chatys R., Кепка D.: *Some regularities of impact damage of fibrous composite*, Scientific proceedings of RTU, Series 6 "Transport and Engineering. Transport. Aviation transport", RTU, Riga, Vol. 16, No. 27, 2008, pp. 350-358 (ISSN 1407-8015).

- [183] Pavelko V.P., Pavelko I.W., **Chatys R.**: *Strength of Fibrous Composites with Impact Damage*, VI Conferences "Polymer composites", 24-26.11.2007 Wisła (Poland), WPW, "Mechanics", No. 2, 2007, pp. 187-198.
- [184] Peel C.J.: *Aluminium alloys for airframes*, Materials at their Limits, pp. 46-49.
- [185] Philippidis T.P., Assimakopoulou T.T., Passipoularidis V.A., Antoniou A.E.: Static and Fatigue Tests on ISO Standard $\pm 45^\circ$ Coupons, OB_TG2_R020_UP, August 2004, <http://www.kcwmc.nl/optimatblades/Publications>.
- [186] Philippidis T.P., Assimakopoulou T.T., Antoniou A.E., Passipoularidis V.A.: Residual Strength 31. Tests on ISO Standard $\pm 45^\circ$ Coupons, OB_TG5_R008_UP, July 2005, <http://www.kcwmc.nl/optimatblades/Publications>.
- [187] Philippidis T.P., Assimakopoulou T.T., Antoniou A.E., Passipoularidis V.A.: Residual Strength Tests on ISO Standard $\pm 45^\circ$ Coupons, Main Test Phase II, OB_TG2_R037_UP, 06.2006. Available from: <http://www.kc-wmc.nl/optimatblades/Publications>.
- [188] Philippidis T.P., Lekou D.J.: *Probabilistic failure prediction for FRP composites*, Compos. Sci. Tech., No. 58, 1998, pp. 1973-1982.
- [189] Philippidis T.P., Passipoularidis V.A.: *Validated engineering model for residual strength prediction*, OB_TG5_R013_UP, June 2006. Available from: <http://www.kc-wmc.nl/optimatblades/Publications>.
- [190] Philippidis T.P., Passipoularidis V.A.: *Residual Strength after Fatigue of Composites: Theory vs. experiment*, International Journal of Fatigue, No. 29, 2007, pp. 2104-2116.
- [191] Pilawka R.: *Epoxy – vinylester composition and composites*, Structural polymers and composites, 2009, pp. 70-75.
- [192] Pilawka R., Mąka H., Spychaj T.: *New ionic liquid as a latent curing agent for epoxy resin*, Monograph: *Engineering Polymers and i Composites*, ed. by prof. G. Wróbel, 2011, pp. 354-361 (ISSN 978-83-60917-05-3).
- [193] Pilawka R., Paszkiewicz S.: *Epoxy – vinylester composites obtained from prepregs*, Monograph: *Engineering Polymers and Composites*, ed. by prof. G. Wróbel, 2011, pp. 370-376 (ISSN 978-83-60917-05-3).
- [194] Pipes R.B., Daniel L.M.: *Moire analysis of the interlaminar shear edge effect in laminated composites*, J. of Composite Materials, Vol. 5, No. 2, 1971, pp. 255-259.
- [195] Pipes R.B., Pagano N.J.: *Interlaminar Stresses in Composite Laminates Under Uniform Axial Extension*, Journal of Composite Materials, Vol. 4, 1970, pp. 538-548.
- [196] Поляков В.А., Перов Ю.Ю.: *Экспериментальные методы оценки кромочного эффекта*, Механика композит, Материалов, н. 2, 1989, с. 318-331.
- [197] Поляков В.А., Жигун И.Г., Хитров В.В.: *Оценка напряжений в зоне кромочного эффекта при растяжении слоистых композитов*, Механика композит. Материалов, н. 5, 1987. с. 787-796.
- [198] Poncelet J.V.: *Introduction à la mécanique industrielle, physique on expérimentale*, Imprimerie de Gautier-Villars, 1870, pp. 3 17.
- [199] Przygocki W., Włochowicz A.: *Fizyka polimerów*, PWN, 2001.
- [200] Puppo A.R., Evensen H.A.: *Interlaminar Shear in Laminated Composites Under Generalized Plane Stress*, Journal of Composite Materials, Vol. 4, 1970, pp. 204-220.

- [201] Radhakrishnan K.: *Fatigue and reliability evaluation of unnotched carbon epoxy laminates*, J. Compos. Mat., No. 18, 1984, pp. 21-31.
- [202] Rankine W.J.M.: *Institution of Civil Engineers*, Minutes of Proceedings, No. 596, London 1844, pp. 463-475.
- [203] Reifsnider K.L.: *Modelling of the interphase in polymer-matrix composite material systems*, Composites, No. 25, 1994, pp. 461-469.
- [204] Reifsnider K.L.: *The critical element model: A modeling philosophy*, Eng. Fract. Mech., No. 25, 1986, pp. 739-749.
- [205] Reifsnider K.L., Case S.W.: *Damage tolerance and durability in material systems*, John Wiley & Sons, New York 2002.
- [206] Reifsnider K.L., Stinchcomb W.W.: *A critical element model of the residual strength and life of fatigue-loaded composite coupons*, Composite Materials: Fatigue and Fracture, ASTM STP, 907, 1986, pp. 298-313.
- [207] Robinson, M. J., Kosmatka, J. B.: *Vacuum Assisted Resin Transfer Molding Simulation for Thick Laminate Structures*, 49th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, 7-10.04.2008 Schaumburg, IL.
- [208] Роботнов Ю.Н.: *Механика деформируемого твердого тела*, М. Наука, 1988.
- [209] Rodzewicz M., Boczkowska A.: *Degradacja własności wytrzymałościowych kompozytów polimerowych wzmocnionym włóknem węglowym*, Wyd. PW, „Mechanika”, nr 219, 2007, s. 89-211.
- [210] Romalis N.B., Tamuzh V.P.: *Mechanics of Composite Materials*, No. 1, Vol. 20, 1984, pp. 35-43.
- [211] Розен Б.: *Механика упрочнения композиций*, В кн. Волокнистые композиционные материалы, Moscow, Мир, 1967, с. 54-94.
- [212] Rosen B.W.: AIAA Journal, No. 2, 1967, pp. 1985-1994.
- [213] Розен Б., Дай Н.Ф.: *Механика Разрушения волокнистых материалов*. Разрушение, Т. 7, часть 1, Москва 1976.
- [214] Rowett F.E.: *Elastic hysteresis in steel*, Proceedings of the Royal Society of London Vol. 89, Series A, 1913, pp. 528-543.
- [215] Ryan T.A., Joiner B.L., Ryan B.F.: *Nonparametric statistics*, Minitab Student Handbook, Durburly Press, North Scituate, 1976, pp. 248-266.
- [216] Schaff J.R., Davidson B.D.: *Life prediction methodology for composite structures. Part I – Constant amplitude and two stress level fatigue*, J. Compos. Mat. 31(2), 1997, pp. 128-157.
- [217] Schaff J.R., Davidson B.D.: *Life prediction methodology for composite structures, Part II. – Spectrum fatigue*, J. Compos., Mat. No. 31, 1997, pp. 157-181.
- [218] Schaff J.R., Davidson B.D.: *Life prediction methodology for composite structures, Part I, Constant amplitude and two-stress level fatigue*, J. Compos. Mater., No. 31, 1997, pp. 128-157.
- [219] Sendekyj G.P.: *Life prediction for resin-matrix composite materials*, Composite material, series 4, Elsevier, 1991, pp. 431-483.
- [220] Sendekyj G.P.: *Fitting models to composite materials fatigue data*, Test methods and design allowables for fibrous composites, ASTM STP, 734, 1981, pp. 245-260.

- [221] Shapiro S.S., Wilk B.M.: *An analysis of variance test for normality (complete samples)*, Biometrika, No. 52, 1965, pp. 591-611.
- [222] Shimokawa T., Hamaguchi Y.: *Distributions of Fatigue Life and Fatigue Strength in Notched Specimens of a Carbon Eight-Harness-Satin Laminate*, Journal of Composite Materials, Vol. 17, No. 1, 1983, pp. 64-76.
- [223] Shokrieh M.M., Lessard L.B.: *Multiaxial fatigue behaviour of unidirectional plies based on uniaxial fatigue experiments*, Part I, Model Int. J. Fatiguem, 19(3), 1997, pp. 201-207.
- [224] Shokrieh M.M. Lessard L.B.: *Multiaxial fatigue behaviour of unidirectional plies based on uniaxial fatigue experiments*, Part II, Experimental evaluation. Int. J. Fatiguem 19(3), 1997, pp. 209-217.
- [225] Shokrieh M.M., Taheri-Behrooz F.A.: *Unified Fatigue Life Model Based on Energy Method. Composite structure*, Vol. 75, 2006, pp. 444-450.
- [226] Sikora R.: *Tworzywa wielkocząsteczkowe. Rodzaje, właściwości i struktura*, Wyd. PL, Lublin 1991.
- [227] Скудра А.М.: *Структурная теория прочности армированных пластиков при растяжении и сжатии*. Механика Полимеров, Т. 13, N. 6, 1975, pp. 735-743.
- [228] Smith J.H., Wedgwood G.A.: *Sirress-strain loops for steel in the cyclic state*, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 91, No. 1, 1915, pp. 355-397.
- [229] Sobczak R., Nitkiewicz Z., Koszul J.: *Badania dynamicznych własności mechanicznych kompozytów na podstawie polipropylenu kompozytów wzmocnionych włóknem szklanym*, Journal Composites, Vol. 3, No. 3, 2002, pp. 78-81.
- [230] Sobczyk K., Spencer B.F.: *Stochastyczne modele zmęczenia materiałów*, WNT, Warszawa 1996.
- [231] Soden P.D., Hinton M.J., Kaddour A.S.: *Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fiber-reinforced composite laminates*, Composites Science and Technology, No. 58, 1998, pp. 1011-1022.
- [232] Song D.Y., Otani N.: *Fatigue life prediction of cross-ply composite laminates*. Mat. Sci. Eng. A238, 1977, pp. 329-335.
- [233] Spilker R.L., Chau S.C.: *Edge effects in symmetric composite laminates: importance of satisfying the traction-free-degree condition*, J. of Composite Materials, Vol. 14, No. 1, 1980, pp. 2-20.
- [234] Starov V.M., Zhdanov V.G.: *Effective viscosity and permeability of porous media*, Colloids and Surfaces, Vol. 192, 2001, pp. 363-375.
- [235] Steif D.S.: J. Appl. Mech., No. 54, 1987, pp. 87-92.
- [236] Sutherland L.S., Shenoi R., Lewis S.M.: *Size and Scale Effects in Composites: I. Literature Review*, Composites Science and Technology, Vol. 59, 1999, pp. 209-220.
- [237] Sutherland L.S., Shenoi R., Lewis S.M.: *Size and Scale Effects in Composites: I. Unidirectional Laminates*, Composites Science and Technology, Vol. 59, 1999, pp. 221-233.
- [238] Swornowski P.: *Kompozyty – rewolucja materiałowa: lotnictwo wojskowe*, „Lotnictwo” 2/2012, s. 22-26.

- [239] Szala J.: *Sumowanie uszkodzeń zmęczeniowych w warunkach naprężeń scholastycznych i programowanych*, Archiwum Budowy Maszyn, t. XXVIII, nr 4, 1981.
- [240] Tamuzh V.P., Azarova M.T., Bondarenko V.M., Gutans Yu.A., Korabelnikov Yu.G., Pikshe P.E., Silujanov O.F.: *Mechanics of Composite Materials*, No. 1, Vol. 18, 1982, pp. 27-33.
- [241] Tamuzs V., Dzelzitis K., Reifsnider K.: *Prediction of the cyclic durability of woven composite laminates*, Composites Science and Technology, Vol. 58, 2008, pp. 2717-2721.
- [242] Тамуж В.П., Петрова В.: *Физико-химическая механика материалов*, N. 3, 1993, pp. 147-157.
- [243] Tamuzh V.P., Petrova V., Romalis N.B.: *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, No. 21, 1994, pp. 207-218.
- [244] Tamuzh V.P., Romalis N.B., Dolotova N.A., Polyakov A.L.: *Распространение трещины в пластине с круглыми отверстиями*, Mechanics of Composite Materials, n. 1, 1989, s. 103-110.
- [245] Tamuzh V.P., Romalis N.B., Petrova V.: *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, No. 19, 1993, pp. 207-225.
- [246] Tarleja R. *Fatigue of Composite Materials*, Technomic, Lancaster, 1990, pp. 19-20.
- [247] Topoliński T.: *Analiza teoretyczna i badania kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych konstrukcyjnych kompozytów polimerowych*, rozprawa nr 82 ATR w Bydgoszczy.
- [248] Тарнополски Ю.М.: *Методы статических испытаний армированных пластиков. Справочное пособие*, Изд. „Зинатне”, Рига 1972.
- [249] Telles A.S., Freire J.T., Massarani G.: *Heat and Mass Dispersion in Flows through Porous Media*, J. of Porous Media, Vol. 7, No. 60, 2004.
- [250] Thompson W.J.: *Atlas for computing mathematical functions: an illustrated guide-book for practitioners, with programs in C and Mathematical*, John Wiley and Sons, Inc., New York 1997.
- [251] Thuis H.G.S.J.: *Resin Transfer Molding as Fabrication Method for Complex Shaped Composite Components for Space Applications*, National Aerospace Laboratory, NLR-TP-98415, 1998.
- [252] Tsai S.W., Hahn H.T.: *Introduction to Composite Materials*. Lancaster: Technomic Publ. Co., Inc., 1980.
- [253] Tukey J.W.: *Exploratory Data Analysis*. Addison-Wesley, Reading, Mass, 1977.
- [254] Wantuch E., Karpiński A., Kot R.: *Efektywność przecinania stali wysokociśnieniowym strumieniem wodno-ściernym z zastosowaniem różnych ścierniw*, XXIII Naukowa Szkoła Obróbki Ściernej, Rzeszów/Myczkowce, 2000, s. 536-544.
- [255] Van Paeppegem W., Degrieck J.: *Effects of load sequence and block loading on the fatigue response of fiber-reinforced composites*. J. Mech. Adv. Mater. Struct. No. 9, 2002, pp. 19-35.
- [256] Weibull W.: *A Statistical Distribution Function of Wide Applicability*, Journal of Applied Mechanics, Vol. 18, 1951, pp. 293-297.
- [257] White D.J.: *Markov decision processes*, Chichester: John Wiley, 1992.
- [258] Whitney J.M.: *Fatigue characterization of composite materials. Fatigue of fibrous composite materials*, ASTM STP, 723, 1981, pp. 133-151.

- [259] Whitney J.M., Browning C.E.: *On Short Beam Shear Test for Composite Materials*, Experimental Mechanics, Vol. 25, No. 3, 1985, pp. 294-300.
- [260] Wilczyński A.P.: *Polimerowe kompozyty włókniste*, WNT, Warszawa 1998.
- [261] Wilczyński A., Lewiński J.: *Predicting the properties of unidirectional fibrous composite with monotropic reinforcement*, Composite Science and Technology 55(1995), pp. 139-143.
- [262] Wilczyński A.P., Klasztorny M.: *Determination of complex compliances of fibrous polymeric composites*, J. Composite Materials, Vol. 34, No. 1, 2000, pp. 1-27.
- [263] Wisnom M.R.: Journal of Composite Materials, Vol. 30, No. 11, 1996.
- [264] Woong, Ryed Yu., Zampaloni M., Pourboghra F.: *Analysis of Flexible Bending Behavior of Woven Preform using Non-orthogonal Constitutive Equation*, Journal of Composites, Vol. 36, Issue 6, 2005, pp. 839-850.
- [265] Wöhler A.: *Bericht über die Versuche, welche auf der Konigl, Zeitschrift für Bauwesen*, Bd. VIII, 1858, s. 641-652.
- [266] Wöhler A.: *Zeitschrift für Bauwesen, Versuche zur Ermittlung der auf die Eisenbahnwagen-Achsen einwirkenden Kräfte und die Widerstandsfähigkeit der Wagen-Achsen*, Zeitschrift für Bauwesen Bd. X, 1860, s. 583-616.
- [267] Wöhler A.: *Über Versuche zur Ermittlung der Festigkeit von Achsen*, Zeitschrift für Bauwesen, Bd. XIII, 1863, pp. 233-258.
- [268] Wrzesiński M., Mazulis J.: Wzmocnienie mostów stalowych materiałami CFRP, „Materiały Kompozytowe“ 2/2012, s. 17-20.
- [269] Wybrane scenariusze rozwoju technologicznego materiałów polimerowych. Strategie rozwoju technologii zaawansowanych materiałów, s. 1-26.
- [270] Yang J.N.: *Fatigue and residual strength degradation for graphite/epoxy composites under tension-compression cyclic loading*, J. Compos. Mat., No. 12, 1978, pp. 19-39.
- [271] Yang J.N.: *Reliability prediction for composites under periodic proof tests in service*, ASTM STP, 617, 1977, pp. 272-295.
- [272] Yang J.N., Cole R.T.: *Fatigue of composite bolted joints under dual stress levels* [in:] *Progress in Science and Engineering of Composites*, ICCM-IV, No. 1, 1982, pp. 333-340.
- [273] Yang J.N., Du S.: *An exploratory study into the fatigue of composites under spectrum loading*, J. Compos. Mat., No. 17, 1983, pp. 511-526.
- [274] Yang J.N., Jones D.L.: *Load sequence effects on the fatigue of unnotched composite laminates*. ASTM STP, 723, 1981, pp. 213-232.
- [275] Yang J.N., Jones D.L.: *Effect of load sequence on the statistical fatigue of composites*, AIAA J., 18(12), 1980, pp. 1525-1531.
- [276] Yang J.N., Jones D.L.: *Fatigue of graphite/epoxy [0/90/45/-45]_s laminates under dual stress levels*, Compos. Tech. Rev. 4(3), 1982, pp. 63-70.
- [277] Yang J.N., Jones D.L.: *Statistical fatigue of graphite/epoxy angle ply laminates in shear*, J. Compos. Mat., No. 12, 1978, pp. 371-389.
- [278] Yang J.N., Jones D.L.: *Statistical fatigue of unnotched composite laminates* [in:] *Advances in Composite Materials*, ICCM-III, No. 1, 1980, pp. 472-483.

- [279] Yang J.N., Jones D.L., Yang S.H., Meskini A.: *A Stiffness Degradation Model for Graphite/Epoxy Laminates*. *Journal of Composite Materials*, Vol. 24, No. 5, 1990, pp. 753-763.
- [280] Yang J.N., Liu M.D.: *Residual strength degradation model and theory of periodic proof tests for graphite/epoxy laminates*, *J. Compos. Mat.*, No. 11, 1977, pp. 176-203.
- [281] Yang J.N., Sun C.T.: *Proof test and fatigue of unnotched composite laminates*, *J. Compos. Mat.*, No.14, 1980, pp. 168-176.
- [282] Yang D.G., Jansen K.M.B., Ernst L.J., Zhang G.Q., Van Drel W.D., Bressers H.J.L., Janssen J.H.J.: *Numerical modeling of warpage induced in QFN array molding process*, *Microelectronics Reliability*, No. 47, 2007, pp. 310-318.
- [283] Yang S.S., Chim E.S.: *Fatigue damage and degradation in random short – fiber SMC composite*, *J. Composite Materials*, Vol. 17, No. 2, 1983, pp. 54-63.
- [284] Захаров К.В.: *Критерии прочности для слоистых пластмасс*. Пластические массы, 1961, pp. 31-36.
- [285] Zhao L.G., Warrior N.A., Long A.C.: *A thermo-viscoelastic analysis of process-induced residual stress in fibre-reinforced polymer-matrix composites*, *materials Science and Engineering*, A 452-453, 2007, pp. 483-498.
- [286] Zieliński R.: *Tablice statystyczne*, PWN, Warszawa 1972.
- [287] Zobel H., Karwowski W.: *Kompozyty polimerowe w mostownictwie – pomosty wielowarstwowe*, „Geoinżynieria drogi mosty tunele” 2/2006, s. 42-45.
- [288] Zohdi T., Wriggers P.: *Aspects of the computational testing of the mechanical properties of microheterogeneous material samples*, *Internat. J. of Num. Meth. in Eng.* No. 50, 2001, pp. 2573-2599.
- [289] Zukas J.A., Nicholas T., Greszczuk L.B., Curran D.R.: *Impact Dynamics*, John Wiley & Sons, New York 1982.
- [290] Zween C.: *AIAA Journal.*, No.12, 1968, pp. 2325-2331.
- [291] Zween C.: *Is there a size effect in composites?* *Composites*, Vol. 25, 1994, pp. 451-454.
- [292] http://www.tur-info.pl/p/ak_id,8411,,plastikowe_samoloty,boeing,boeinga,boeingi,szef,rewolucja,rewolucje,niebie.html
- [293] <http://www.marganski.pl> – Materiały reklamowe Marganski i Wspólnicy, Zakłady Lotnicze Spółka komandytowa 43-388 Bielsko-biała ul. Strażacka 60.
- [294] ipbm.simr.pw.pl
- [295] www.megroup.pl

Streszczenie

ANALIZA STATYSTYCZNA PARAMETRÓW WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH W PROCESIE ZNISZCZENIA KOMPOZYTÓW WŁÓKNISTYCH Z WYKORZYSTANIEM PROCESU MARKOWA

W monografii opracowano model matematyczny zmęczeniowych zmian właściwości kompozytu symetrycznego i niesymetrycznego, składającego się z tkaniny jednokierunkowej na osnowie żywicy poliestrowej i epoksydowej, wytworzonych odpowiednio metodą worka próżniowego i metodą kontaktową.

Zdefiniowano podstawowe wielkości parametrów wytrzymałościowych materiałów kompozytowych (na przykładzie krzywej S-N i wytrzymałości resztkowej) z uwzględnieniem tendencji modyfikacji. Uwypuklono złożoność określenia modyfikowanych parametrów zmęczeniowych poprzez zwiększającą się liczbę stałych materiałowych, dla których w większości nie podano wskazań co do sposobu określenia oraz nie przeprowadzono też ich doświadczalnej weryfikacji dla obciążeń wielostopniowych.

W monografii została podjęta próba analizy wpływu metod technologicznych formowania włóknistych materiałów kompozytowych na jakość otrzymanych laminatów, ich właściwości wytrzymałościowe. Podstawą opisu procesów zmęczeniowych (badań przygotowawczych – rozdz. 5, ze wstępną analizą parametrów technologicznych różnych metod wytwarzania WMK) była analiza statystyczna parametrów wytrzymałościowych, a w konsekwencji wypracowanie metodologii badań wytrzymałościowych uwzględniającej nie tylko wytwarzanie kompozytu, ale i dobór procesu kształtowania wymiarowego (cięcia).

Analiza statystyczna określiła związek pomiędzy stanem obciążenia wiązek włókien oraz kompozytu, potwierdzając (kryterium hipotezy dla poziomu istotności $\alpha = 0,05$) słuszność przyjętych hipotez o normalnym i logarytmiczno-normalnym rozkładzie wartości naprężeń normalnych dla wiązek włókien oraz próbek otrzymanych z WMK z różną bazą pomiarową (L_{BP}) badanych kompozytów. Korzystając z zaproponowanej analizy statystycznej prześledzono zmiany wytrzymałości z uwzględnieniem zjawisk wynikających ze zmiany bazy pomiarowej próbek (efekt skali, destrukcję, rozwarstwienia).

Rezultaty przeprowadzonych badań wskazują na wyższe wartości wytrzymałościowe kompozytów o osnowie polimerowej wytwarzanych metodami wtłaczania żywicy poprzez wytworzone podciśnienie w formach zamkniętych (tzw. „formowania infuzyjnego pod próżnią”, jak infuzji, L-RTM, worka próżniowego) niż metodami otwartymi (laminowanie ręczne), wskutek lepszego upakowania makrocząsteczek i utrzymania parametrów technologicznych.

Powyższa weryfikacja aspektów technologicznych posłużyła do zaprezentowania nowego zestawu badań przy szacowaniu parametrów wytrzymałościowych, jak krzywej S-N i wytrzymałości resztkowej, w procesie zniszczenia kompozytu polimerowego, z wykorzystaniem procesu Markowa.

Poprzez parametry rozkładu statystycznego otrzymano, na podstawie opracowanego modelu probabilistycznego, opis krzywej zmęceniowej (trwałość) oraz kumulacji zmęceniowych zniszczeń kompozytu. Analiza uzyskanych wyników obliczeń pokazuje, że rozważany model w miarę dobrze opisuje „niższą część” krzywej zmęceniowej i średnią wartość wytrzymałości resztkowej (co przedstawiono dla kompozytów warstwowych wytwarzanych metodami próżniowymi). Model może być użyty do „prognozowania życia zmęceniowego” na różnych poziomach obciążenia zmęceniowego i do predykcji resztkowego życia zmęceniowego po jakimś wstępnym obciążeniu zmęceniowym. Model może być rozszerzony na przypadki asymetrii obciążeń cyklicznych, poprzez „zmiany” dowolnego cyklu, o współczynniku asymetrii $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ na „zastępczy”, pulsacyjny.

Rzetelność modeli została sprawdzona za pomocą danych doświadczalnych.

W wyniku uzyskano narzędzie do zunifikowanego i skoordynowanego opisu wytrzymałości statycznej, życia zmęceniowego, do oceny wytrzymałości resztkowej i prognozy wytrzymałości zmęceniowej po wstępnym obciążaniu zmęceniowym. Nie można stwierdzić, że problem już rozwiązano, ale poprzez analizę konkretnych przykładów numerycznych pokazano, że model zasługuje na wnikliwe przestudiowanie, a rozwinięcie tego modelu może być celowe.

Powyższe podejście, wykorzystując metodę statystyczną, wymaga dalszych prac weryfikacyjnych polegających na zróżnicowaniu i rozszerzeniu bazy danych (zwiększenia ilości danych eksperymentalnych) z uwzględnieniem jakości i architektury materiału i może być podstawą do budowy modelu według teorii łańcuchów Markowa dla kompozytu warstwowego. Zagadnienia te rozpatrzono w ujęciu naukowo-badawczym.

Summary

A STATISTICAL ANALYSIS OF STRENGTH PARAMETERS OF FIBROUS COMPOSITES AT FAILURE USING THE MARKOV PROCESS

This monograph presents a mathematical model of fatigue-related changes in the properties of symmetric and asymmetric composite laminates consisting of unidirectional fiber glass fabrics, used as the reinforcement, and polyester and epoxy resin, used as the matrix, fabricated by vacuum bag moulding and contact moulding, respectively.

Basic strength parameters of composite materials were defined, taking into account the modification trend (the S-N curve and residual strength). It was emphasized how complex it is to determine modified fatigue parameters by increasing the number of material constants, especially if, for most of them, there are no definite indications concerning the methods of determination, and there have been no experimental verification at multi-stage loading.

The monograph attempts to analyze how different techniques of production of fibrous composite materials affect the quality and strength properties of composite laminates. The description of fatigue processes was based on the statistical analysis of the strength parameters (preliminary studies – Chapter 5, including an introductory analysis of the process parameters for different methods of fabrication of fibrous composite materials). It was essential to develop a methodology for determination of tensile strength, taking into account different composite fabrication technologies as well as cut-to-size processes.

The statistical analysis determined the relationship between the state of loading of fiber bundles and that of the composite, confirming the rightness of the hypotheses about normal and logarithmic-normal distributions of normal stresses for fibre bundles and for composite samples with different gauge lengths (L_{BP}) obtained from the analyzed fibrous composite materials (hypothesis criterion for the level of significance being $\alpha = 0.05$). The statistical analysis was used to monitor changes in strength, taking into account the phenomena resulting from different gauge lengths (scale effect, destruction, delamination).

The experimental data indicate that the strength values are higher for polymer-matrix composites produced by closed moulding, i.e. vacuum-assisted resin injection technologies (vacuum infusion, light resin transfer moulding, vacuum bagging) rather than by open moulding (manual moulding), as a result of better packing of macroparticles and maintaining the moulding parameters.

The verification of technological aspects was used to present a new procedure for the estimation of strength parameters of polymer-matrix composite at failure using the Markov process (the S-N curve and residual strength).

The parameters of the statistical distribution were used in the probabilistic model for the description of the fatigue curve (durability) and the accumulation of fatigue-related fracture of composites. The analysis of the calculation results shows

that the model considered describes “the lower part” of the fatigue curve and the average value of the residual strength relatively well (which was illustrated for composite laminates produced by vacuum moulding methods). The model can be used to predict fatigue life at different levels of fatigue loading and to estimate the residual fatigue life after some initial fatigue loading. The model can be extended to cases of asymmetric cyclic loading by changing an arbitrary cycle with $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ into a “replacement” pulse cycle.

The accuracy of the model was verified by means of experimental data. As a result, we obtained a tool for unified and coordinated description of static strength and fatigue life, a tool for estimation of residual strength and a tool for prediction of fatigue strength after preliminary fatigue loading. Although it is not possible to determine whether the problem has been solved, the analysis of some specific numerical examples shows that the model deserves further investigation. Extension of the model may be useful.

As this approach uses the statistical method, it requires further verification, which implies differentiating and extending the database, i.e. increasing the number of experimental data, while taking into consideration the quality and architecture of material. This can be the basis for building a mathematical model for composite laminates according to the Markov chain theory. The problems were considered from a scientific point of view.